

**Lebensdauervorhersage für
partikelverstärkte Aluminiumlegierungen
unter Berücksichtigung der
mikrostrukturellen Aspekte der Schädigung**

Dipl.-Ing. Wolfgang Berger

DISTRIBUTION STATEMENT A:
Approved for Public Release -
Distribution Unlimited

REPORT DOCUMENTATION PAGE

Form Approved OMB No. 0704-0188

Public reporting burden for this collection of information is estimated to average 1 hour per response, including the time for reviewing instructions, searching existing data sources, gathering and maintaining the data needed, and completing and reviewing the collection of information. Send comments regarding this burden estimate or any other aspect of this collection of information, including suggestions for reducing this burden to Washington Headquarters Services, Directorate for Information Operations and Reports, 1215 Jefferson Davis Highway, Suite 1204, Arlington, VA 22202-4302, and to the Office of Management and Budget, Paperwork Reduction Project (0704-0188), Washington, DC 20503.

1. AGENCY USE ONLY (Leave blank)		2. REPORT DATE 2000		3. REPORT TYPE AND DATES COVERED Dissertation	
4. TITLE AND SUBTITLE Lebensdauervorhersage fuer partikelverstaerkte Aluminiumlegierungen unter Beruecksichtigung der mikrostrukturellen Aspekte der Schaedigung Working Life Predictions for Particle-Strengthened Aluminum Alloy with regard to Microstructural Aspects of Deterioration				5. FUNDING NUMBERS	
6. AUTHOR(S) Wolfgang Berger					
7. PERFORMING ORGANIZATION NAME(S) AND ADDRESS(ES) Institut fuer Werkstoffkunde, Fakultaet fuer Luft- und Raumfahrttechnik				8. PERFORMING ORGANIZATION Report Number REPORT NUMBER	
9. SPONSORING/MONITORING AGENCY NAME(S) AND ADDRESS(ES) Universitaet der Bundeswehr Muenchen				10. SPONSORING/MONITORING AGENCY REPORT NUMBER	
11. SUPPLEMENTARY NOTES Text in German. Title and abstract in German and English, 171 pages.					
12a. DISTRIBUTION/AVAILABILITY STATEMENT Distribution A: Public Release.				12b. DISTRIBUTION CODE	
<p>ABSTRACT (Maximum 200 words)</p> <p>The goal of the study is to produce a reliable working life assessment for construction components made out of metal-matrix compounds with complex microstructures. In addition, the results should come from texture analysis, continuum-mechanical observations and., therefore, influence deterioration testing in preserved working life prediction concepts, thereby creating the basis for an improved application of these concepts for materials with heterogenous microstructures. The method employed is the Finite Element Method (FEM), which is outlined in detail in the second chapter. The qualification of the compound 6061/A1203 also is discussed as the beginning of chapter five, which concludes with working life predictions for oscillating strain.</p>					
14. SUBJECT TERMS German, UNIBW, Microstructures, Finite Element Method (FEM), Oscillating strain, Deterioration testing, Working life predictions, Metal-matrix compounds				15. NUMBER OF PAGES	
				16. PRICE CODE	
17. SECURITY CLASSIFICATION OF REPORT UNCLASSIFIED	18. SECURITY CLASSIFICATION OF THIS PAGE UNCLASSIFIED	19. SECURITY CLASSIFICATION OF ABSTRACT UNCLASSIFIED	20. LIMITATION OF ABSTRACT UNLIMITED		

Institut für Werkstoffkunde
Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik
Universität der Bundeswehr München

**Lebensdauervorhersage für partikelverstärkte
Aluminiumlegierungen unter Berücksichtigung der
mikrostrukturellen Aspekte der Schädigung**

Dipl.-Ing. Wolfgang Berger

20021122 149

Vollständiger Abdruck der bei der Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik der Universität der Bundeswehr München zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.) eingereichten Dissertation.

Vorsitzender:	Prof. Dr. rer. nat. W. Triftshäuser
1. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. H.-J. Gudladt
2. Berichterstatter:	Prof. Dr. rer. nat. S. Schmauder

Die Dissertation wurde am 13.06.2000 bei der Universität der Bundeswehr München eingereicht und durch die Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik am 21.06.2000 angenommen.

Tag der Prüfung: 10. November 2000

AQ F03-02-0405

Copies Furnished to DTIC
Reproduced From
Bound Originals

Reproduced From
Best Available Copy



Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffkunde der Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik an der Universität der Bundeswehr München.

Mein Dank gilt in erster Linie dem Institutsleiter Herrn Prof. Dr.-Ing. H.-J. Gudladt. Er förderte durch stetige Diskussionsbereitschaft und vielfältige Anregungen die Durchführung dieser Arbeit. Für die großzügigen Freiräume und sein Vertrauen sei ihm an dieser Stelle besonders gedankt.

Für die bereitwillige Übernahme der Mitberichterstattung und die damit verbundene Mühe danke ich Herrn Prof. Dr. rer. nat. S. Schmauder ebenso wie dem Vorsitzenden des Prüfungsausschusses, Herrn Prof. Dr. rer. nat. W. Triftshäuser.

Herrn Dr. rer. nat. J. Bär gilt mein großer Dank für seine sehr umfangreiche fachliche Unterstützung während der Durchführung dieser Arbeit.

Gedankt sei auch meinen Kollegen Herrn Dr.-Ing. I. Bazios, Herrn Dr.-Ing. T. Volpp und Herrn Dipl.-Ing. S. Rödling für die ausgesprochen gute Zusammenarbeit sowie die hervorragende experimentelle Unterstützung.

Besonders bedanken möchte ich mich bei Herrn R. Meier und Herrn G. Semmelmann. Ohne ihr exzellentes Fachwissen auf dem Gebiet der Metallographie beziehungsweise der Fertigung der Proben und Versuchsanordnungen wäre die Durchführung dieser Arbeit nicht möglich gewesen.

Frau E. Friebel und Frau W. Müller sei für die fotografische Unterstützung und die gute Zusammenarbeit ebenfalls gedankt.

Weiterhin gilt mein Dank allen Studenten der Universität, die durch ihre Studien- und Diplomarbeiten wertvolle Beiträge geleistet haben.

München, im November 2000

Wolfgang Berger

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung und Zielsetzung	1
2. Grundlagen.....	4
2.1 <i>Modell zur rechnerischen Abschätzung der Schwingfestigkeit.....</i>	<i>4</i>
2.1.1 Einteilung der Größeneinflüsse.....	4
2.1.2 Statistischer Größeneinfluss.....	6
2.1.3 Beschreibung des Schwingfestigkeitsverhaltens mit Hilfe des statistischen Größeneinflusses.....	7
2.2 <i>Die Finite-Element-Methode (FEM).....</i>	<i>13</i>
2.2.1 Grundlagen der FEM.....	13
2.2.2 Anwendung der FEM.....	16
2.2.3 Berücksichtigung von elastisch-plastischem Materialverhalten	18
2.2.3.1 Fließtheorie.....	18
2.2.3.2 Fließbedingungen.....	19
2.2.3.3 Fließregel.....	22
2.2.3.4 Verfestigung.....	22
3. Experimentelles.....	24
3.1 <i>Verwendeter Werkstoff.....</i>	<i>24</i>
3.2 <i>Probenformen und -herstellung.....</i>	<i>26</i>
3.3 <i>Härtemessungen.....</i>	<i>28</i>
3.4 <i>Metallographische Werkstoffcharakterisierung.....</i>	<i>29</i>
3.4.1 Mikrostrukturelle Eigenschaften.....	29
3.4.2 Erfassung von Materialdefekten.....	31
3.5 <i>Quasistatische Versuche.....</i>	<i>32</i>
3.6 <i>Einstufige Ermüdungsversuche.....</i>	<i>34</i>

• INHALTSVERZEICHNIS

3.6.1 Versuchsdurchführung	34
3.6.2 Methoden zur Bestimmung der Anrisslebensdauer	35
3.6.2.1 Dehnungsmessung	35
3.6.2.2 Potentialsondenverfahren	38
3.7 Prüfanlagen	40
4. Versuchsergebnisse	42
4.1 Werkstoffcharakterisierung	42
4.1.1 Mikrostruktur	42
4.1.1.1 Korngröße	43
4.1.1.2 Partikelverteilung und Partikelflächenanteil	45
4.1.1.3 Partikelparameter	52
4.1.1.4 Defekte und Fehlstellen	59
4.1.2 Härtemessungen im Wärmebehandlungszustand T ₀	66
4.1.3 Aushärtungsverhalten	70
4.2 Quasistatische Versuche	74
4.2.1 Steifigkeitsabnahme	74
4.2.2 Rissbildung	75
4.2.3 Statistische Auswertung der Risslängen	82
4.3 Ermüdungsversuche	88
4.3.1 Statistische Auswertung der Anrisslebensdauer	88
4.3.1.1 Wöhlerdiagramme für die Legierung 6061/10	91
4.3.1.2 Wöhlerdiagramme für die Legierung 6061/22	95
4.3.2 Bruchflächenanalyse	99

1. Einleitung und Zielsetzung

Die Notwendigkeit zum Leichtbau, insbesondere in den Bereichen Luft- und Raumfahrttechnik sowie Automobilbau, eröffnet für Leichtmetalle und deren Legierungen neue Einsatzmöglichkeiten. Neben hochfesten Stählen und faserverstärkten Kunststoffverbunden kommen vor allem hochfeste Al- und Ti-Legierungen zum Einsatz.

Hochfeste Ti-Legierungen bedingen allerdings hohe Herstellungskosten. Moderne Aluminiumlegierungen erreichen heute bereits Festigkeiten von niedriglegierten Stählen, jedoch kann der Elastizitätsmodul durch Legierungselemente nur wenig erhöht werden. Eine wesentliche Steigerungsmöglichkeit der Steifigkeit besteht jedoch durch die Einbettung hochfester Keramik in eine duktile Aluminiummatrix. Der Verbund zeichnet sich durch eine hohe Steifigkeit bei niedriger Dichte aus. Diese Vorteile sowie neue kostengünstige Herstellungsverfahren haben zu einem steigenden Interesse an Metall-Matrix-Verbundwerkstoffen, beispielsweise partikelverstärkten Aluminiumlegierungen, geführt. Die erzielbaren Eigenschaften sind dabei wesentlich vom Herstellungsverfahren und der Art der eingebrachten keramischen Partikel abhängig. Unter anderem fasst Kainer [1] die wichtigsten Entwicklungsziele für Leichtmetall-Verbundwerkstoffe zusammen. Diese sind:

- Erhöhung der Streckgrenze und der Zugfestigkeit bei Raum- und erhöhter Temperatur unter Beibehaltung einer Mindestduktilität,
- Erhöhung der Kriechbeständigkeit bei erhöhten Einsatztemperaturen im Vergleich zu konventionellen Legierungen,
- Verbesserung der Temperaturwechselbeständigkeit,
- Verbesserung der Verschleißbeständigkeit,
- Erhöhung des E-Moduls,
- Reduzierung der thermischen Ausdehnung.

Um die Herstellungskosten möglichst niedrig zu halten, sind gegossene und anschließend stranggepresste, aushärtbare Al-Basislegierungen besonders interessant. Die schmelzmetallurgische Einrührmethode der keramischen Teilchen bietet das wirtschaftlichste Herstellverfahren insbesondere für die Produktion von Bauteilen in großen Stückzahlen [2]. Die Herstellungskosten belaufen sich in etwa auf die Hälfte der Produktionskosten pulvermetallurgisch hergestellter Verbunde [3]. Ein weiterer Vorteil der Verbundwerkstoffe ist die Möglichkeit, mechanische und physikalische Eigenschaften, wie z.B. Steifigkeit, Festigkeit, Duktilität, thermische Ausdehnung und Wärmeleitfähigkeit über die Art und den Volumenanteil der Verstärkungskomponente gezielt einzustellen. Zur optimalen Ausnutzung des Festigkeitspotentials sind darüberhinaus detaillierte Kenntnisse über das Aushärtungsverhalten der Aluminiummatrix erforderlich.

Um eine Qualifizierung dieser modernen Werkstoffe im Hinblick auf eine Verwendung in der Luftfahrt oder im Automobilbau durchführen zu können, sind umfangreiche Untersuchungen zum Verhalten der Verbunde unter dynamischer Beanspruchung notwendig. Konsequenter Leichtbau erfordert oftmals eine Auslegung der Bauteile im Bereich der Zeitfestigkeit. Da die Lebensdauer eines Werkstoffs unter Ermüdungsbeanspruchung ein streuendes Merkmal ist, müssen die Ergebnisse (z. B. die Anrisslebensdauerwerte) durch geeignete statistische Methoden abgesichert werden.

Desweiteren ist zu prüfen, inwieweit bewährte Konzepte zur Lebensdauerabschätzung unter dynamischer Beanspruchung auf diese Werkstoffgruppe anwendbar sind. Das Ziel ist eine verlässliche Übertragbarkeit von an einfachen Laborproben ermittelten Lebensdauererkennungswerten auf Bauteile. Dies leistet einen entscheidenden Beitrag zur Kostensenkung während der Produktentwicklungsphase und ermöglicht darüberhinaus eine sichere Festlegung von Inspektionsintervallen während des technischen Einsatzes.

Im Rahmen dieser Arbeit wird eine umfangreiche Qualifizierung des Verbundwerkstoffes 6061/Al₂O₃ auf mikrostruktureller Basis durchgeführt. Hierbei soll insbesondere der Einfluss der Belastungsart (statisch oder

dynamisch) auf das Schädigungsverhalten des Werkstoffs untersucht werden. Darüber hinaus wird die Anwendbarkeit bestehender, bewährter Konzepte zur Lebensdauervorhersage unter dynamischer Beanspruchung auf diesen Verbundwerkstoff überprüft. Die besonderen mikrostrukturellen Aspekte der Schädigung sollen in diese Konzepte einfließen. Dazu werden auch kontinuumsmechanische Betrachtungen mit Hilfe numerischer Verfahren (FEM) herangezogen.

Das Ziel ist eine verlässliche Lebensdauerabschätzung für Bauteile aus Metall-Matrix-Verbundwerkstoffen mit komplexer Mikrostruktur. Dazu sollen die Ergebnisse aus Gefügeanalysen, kontinuumsmechanischen Betrachtungen und Schädigungsuntersuchungen in bewährte Lebensdauervorhersagekonzepte einfließen und damit die Grundlagen zur verbesserten Anwendung dieser Konzepte auf Werkstoffe mit heterogener Mikrostruktur geschaffen werden.

2. Grundlagen

2.1 Modell zur rechnerischen Abschätzung der Schwingfestigkeit

Ziel der rechnerischen Abschätzung der Schwingfestigkeit ist die Übertragung von Anrisslebensdauerwerten, welche an einfachen Normproben ermittelt werden, auf Bauteile unterschiedlicher Größe und komplexerer Geometrie. Hiermit lassen sich Kosten im Bereich der Produktentwicklungsphase einsparen. Die richtige Bewertung von Bauteilform und -größe im Rahmen von Lebensdauervorhersagen für schwingend beanspruchte Bauteile erweist sich dabei als besonders wichtig. Aus diesem Grund ist es notwendig, möglichst viele Einflussgrößen auf die Schwingfestigkeit durch rechnerische Modelle zu erfassen.

2.1.1 Einteilung der Größeneinflüsse

Alle Effekte, die sich bei Bauteilen im Rahmen veränderlicher geometrischer, herstellungsbedingter und mikrostruktureller Verhältnisse einstellen, werden als Größeneinfluss (GE) zusammengefasst. Diese können sich sowohl festigkeitssteigernd als auch -mindernd auswirken. Kloos unterscheidet vier Arten von Größeneinflüssen [4]:

- Oberflächentechnischer GE: z.B. Oberflächenverfestigung (Auftreten von Eigenspannungen).
- Spannungsmechanischer (geometrischer) GE: Unterschiedlicher Spannungsabfall (Kerbgeometrie) über den Probenquerschnitt (Stützwirkung).
- Technologischer GE: Werkstoff- und Werkstückbehandlung, Herstellungsverfahren.
- Statistischer GE: Größte Fehlstelle in einer hochbeanspruchten Bauteilzone bestimmt die Wahrscheinlichkeit der Risskeimbildung.

Der statistische und der technologische Größeneinfluss sind dabei als festigkeitsmindernd anzusehen. Der spannungsmechanische Größeneinfluss wirkt in der Regel festigkeitssteigernd. Der oberflächentechnische Größeneinfluss kann sich sowohl festigkeitsmindernd als auch steigernd auswirken.

Die Existenz des statistischen Größeneinflusses wurde durch die Arbeiten von Heckel et. al. nachgewiesen [5-15]. Die experimentelle Trennung der oben beschriebenen Einflussgrößen erweist sich in der Praxis allerdings meist als schwierig, da bei Bauteilen in der Regel eine Überlagerung der einzelnen Größeneinflüsse auftritt. Durch das Zusammenwirken der Einflussgrößen werden in der Literatur oftmals unterschiedliche Größeneinflüsse zur Beschreibung desselben Effektes benutzt. Beispielsweise resultiert der Einfluss der Fertigungsverfahren (Herstellung und Bearbeitung) in der Verteilung der Fehlstellen in einem bestimmten Volumenelement. In einem Bauteil können unterschiedliche Fertigungszonen mit unterschiedlichen Ausfallwahrscheinlichkeiten der zugehörigen Volumenelemente entstehen. Die Größe dieser Fertigungszonen hängt von der Bauteilgröße ab.

Das hochbeanspruchte Volumen (Oberfläche), welches die Rissbildung einleitet, hängt von der Bauteilgröße und der Bauteilgeometrie (Spannungsverteilung und -zustand) ab. Dieser statistische Größeneinfluss kann also zusätzlich durch einen technologischen Größeneffekt überlagert werden. Zenner et al. [16] betrachten in diesem Fall den Größeneinfluss als Verknüpfung des spannungsbedingten hochbeanspruchten Volumens und der fertigungsbedingten Lage der größten Fehlstellen. Daraus ergibt sich der Vorschlag zur Neueinteilung der Größeneinflüsse in einen

- technologischen GE und einen
- spannungsbedingten GE.

Der technologische Größeneinfluss umfasst das Herstellungsverfahren, die Randschichtbehandlung und die Art und Verteilung der Fehlstellen als größenabhängige Eigenschaften. Die spannungsbedingten Eigenschaften werden durch den Spannungsgradienten, die Spannungsverteilung und den

Spannungszustand im spannungsbedingten Größeneinfluss beschrieben. Im Rahmen dieser Arbeit wird der Einfluss des technologischen Größeneinflusses durch das gleiche Herstellungsverfahren und die gleiche Wärmebehandlung aller Proben minimiert. Der spannungsbedingte Einfluss wird aus historischen Gründen weiterhin mit dem Begriff „statistischer Größeneinfluss“ beschrieben.

2.1.2 Statistischer Größeneinfluss

Bei dynamischer Beanspruchung treten lokale Werkstoffinhomogenitäten bezüglich der Anrissbildung in den Vordergrund. Das Zusammenwirken der statistisch im Werkstoff verteilten Fehlstellen mit der lokalen Beanspruchung führt zur Ausbildung von Risskeimen, die sich je nach Lage und äußerer Belastung zu ausbreitungsfähigen Schwingungsrissen entwickeln. Die lokale Beanspruchung wird sowohl durch die konstruktionsbedingte Gestalt eines Bauteils als auch die lokale Mikrostruktur (Inhomogenitäten) beeinflusst.

Zur Beschreibung des Einflusses von Größe und Form eines Bauteils auf die Schwingfestigkeit wird häufig das von Weibull, Freudenthal und Gumbel eingeführte Fehlstellenmodell benutzt [17-19]. Das Fehlstellenmodell („weakest link concept“) wurde ursprünglich zur Beschreibung der Streuung statischer Kennwerte spröder Werkstoffe entwickelt. Es geht von einer statistischen Verteilung der bruchauslösenden Materialinhomogenitäten (Fehlstellen) im Volumen aus. Bei Belastung bestimmt dann die größte Fehlstelle im Zusammenwirken mit der lokalen Beanspruchung die Festigkeit des gesamten Volumens. Je größer das hochbeanspruchte Werkstoffvolumen ist, umso wahrscheinlicher ist das Auftreten größerer Fehlstellen. Damit ist es möglich, die kürzeren Lebensdauerwerte großer Bauteile im Vergleich zu kleinen trotz geometrischer Ähnlichkeit und gleichen Versuchsbedingungen zu erklären.

Zahlreiche Arbeiten, insbesondere von Heckel und Mitarbeiter, bestätigen die Anwendbarkeit des Konzepts des statistischen Größeneinflusses zur Beschreibung des Einflusses von Bauteilform und Bauteilgröße auf die

Schwingfestigkeit technischer Legierungen [5-15].

2.1.3 Beschreibung des Schwingfestigkeitsverhaltens mit Hilfe des statistischen Größeneinflusses

Die Verteilung der größten Fehlstellen ist für die Lebensdauer eines schwingend beanspruchten Bauteils bestimmend. Zur Beschreibung der Extremwerte der Verteilung hat sich nach Gumbel [20] die Verteilungsfunktion „Pareto“ als geeignet erwiesen [9]:

$$F_0(a) = 1 - \left(\frac{a}{a_0} \right)^{-c} \quad \text{für } a > a_0 \quad (1)$$

Dabei ist $F_0(a)$ die Wahrscheinlichkeit, dass in einem bestimmten Volumenelement V_0 eine beliebige Fehlstelle kleiner ist als eine Fehlstelle der Größe a . Die Größe a kann dabei beispielsweise die Länge eines Initialrisses darstellen, welche insbesondere von den mikrostrukturellen Gegebenheiten des Werkstoffes abhängt. Mit Hilfe des Multiplikationsgesetzes der Wahrscheinlichkeitsrechnung ergibt sich nun für die Wahrscheinlichkeit $F_{V_0}(a)$, dass die größte Fehlstelle im Volumenelement V_0 kleiner als a ist zu

$$F_{V_0}(a) = \exp \left[- \left(\frac{a}{a_V} \right)^{-c} \right]. \quad (2)$$

Der Parameter a_V ist der Lageparameter der Fehlstellen-Größenverteilung, c der Streuparameter.

Betrachtet man nun ein Volumen V_1 , welches aus z Volumenelementen V_0 aufgebaut ist ($V_1 = z \cdot V_0$), so folgt mit Hilfe des Multiplikationssatzes der Wahrscheinlichkeitsrechnung unter der Voraussetzung, dass sich die Fehlstellenverteilungen in den einzelnen Volumenelementen nicht gegenseitig beeinflussen die Wahrscheinlichkeit $F_{V_1}(a)$ zu

$$F_{V_1}(a) = \prod_{i=1}^Z F_{V_0}(a) = \left\{ \exp \left[- \left(\frac{a}{a_V} \right)^{-c} \right] \right\}^{\frac{V_1}{V_0}} \quad (3)$$

bzw.

$$F_{V_1}(a) = \exp \left[- \frac{V_1}{V_0} \cdot \left(\frac{a}{a_V} \right)^{-c} \right]. \quad (4)$$

Interpretiert man die Schwachstellen als fiktive Risse der Länge a , so ist mit Hilfe der linear-elastischen Bruchmechanik eine Verknüpfung der Fehlstellenverteilung und der ertragbaren Beanspruchung möglich. Der Zusammenhang zwischen dem Spannungsintensitätsfaktor K und der Spannung σ lässt sich als Funktion der Bauteilform und der Risslänge folgendermaßen formulieren:

$$K = \sigma \cdot \sqrt{a} \cdot Y(a) \quad (5)$$

Ein Riss der Größe a breitet sich nur aus, wenn der kritische Wert der Materialkonstanten $K=K_c$ überschritten wird. Die Funktion $Y(a)$ stellt dabei eine bauteil- und beanspruchungsabhängige Korrekturfunktion dar, welche für kleine Risse als konstant betrachtet werden kann.

In Gleichung (4) können die Risslängen a und a_V nun durch die Spannungen σ und σ_V ersetzt werden. Daraus resultiert die Verteilungsfunktion für die ertragbaren Spannungen $F(\sigma)$ zu

$$F(\sigma) = \exp \left[- \frac{V_1}{V_0} \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_V} \right)^{2 \cdot c} \right] \quad (6)$$

$F(\sigma)$ gibt die Wahrscheinlichkeit an, mit der die größte Fehlstelle die Belastung σ erträgt. $F(\sigma)$ stellt somit die Überlebenswahrscheinlichkeit $P_0(\sigma)$ für die konstante Lastspielzahl N dar. Mit

$$k = 2 \cdot c$$

ergibt sich für $N=\text{const}$:

$$P_U(\sigma, N = \text{const.}) = \exp \left[- \frac{V_1}{V_0} \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_V} \right)^k \right] \quad (7)$$

Die Lastspielzahl N kann sich dabei auf den technischen Anriss, Bruch oder andere Schadensereignisse beziehen.

Gleichung (7) gilt nur für eine homogene Spannungsverteilung im Bauteil. In realen Bauteilen sind allerdings meist makro- oder mikrostrukturell bedingte Kerben vorhanden, welche im Zusammenwirken mit der lokalen Beanspruchung zur Ausbildung von Spannungsgradienten bzw. mehrachsigen Spannungszuständen führen können. Daher ist es notwendig, das Gesamtvolumen in q Teilvolumina ΔV_i mit konstanter Beanspruchung zu unterteilen. Mit Hilfe des Multiplikationssatzes der Wahrscheinlichkeitsrechnung ergibt sich die Überlebenswahrscheinlichkeit für das Gesamtvolumen V zu

$$P_{U,V}(\sigma) = \exp \left[- \sum_{i=1}^q \frac{\Delta V_i}{V_0} \cdot \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_V} \right)^k \right]; \quad i = 1, 2, 3, \dots, q. \quad (8)$$

Der wahrscheinlichste Ort für die Entstehung eines Anrisses ist der höchstbeanspruchte Volumenbereich eines Bauteils. Die Spannungsverteilung in diesem Bereich kann durch die Beziehung

$$\sigma(V) = \sigma_{\max} \cdot g(x, y, z) \quad (9)$$

beschrieben werden. Die Funktion $g(x, y, z)$ wird als Ortsfunktion bezeichnet. Da die Rissbildung nur für Spannungen $\sigma > 0$ auftritt, kann statt der in Gleichung (8) durchgeführten Summation eine Integration über das Werkstoffvolumen mit $\sigma > 0$ durchgeführt werden. Damit ergibt sich die Überlebenswahrscheinlichkeit zu

$$P_{U,V}(\sigma_{\max}) = \exp \left[- \frac{1}{V_0} \cdot \int_V g(x, y, z)^k dV \cdot \left(\frac{\sigma_{\max}}{\sigma_V} \right)^k \right]. \quad (10)$$

Für den Fall, dass die Anrissbildung ausschließlich an der Bauteiloberfläche erfolgt, kann die Integration auf die Bauteiloberfläche oder in Sonderfällen

(z.B. Kantenrisse) auf eine Linie reduziert werden. Das Integral

$$S = \int_V g(x, y, z)^k dV, \quad S = \int_A g(x, y, z)^k dA, \quad S = \int_L g(x, y, z)^k dL \quad (11)$$

wird somit als Volumen-, Oberflächen- bzw. Linienintegral verwendet. Das Integral S berücksichtigt den Einfluss der Spannungsverteilung auf die Rissbildung unter Ermüdungsbeanspruchung und wird allgemein als Spannungsintegral bezeichnet. Es stellt zugleich ein Maß für den hochbeanspruchten Bereich eines Bauteils dar.

In der Praxis wird statt der Überlebenswahrscheinlichkeit P_0 meist die Bruchwahrscheinlichkeit P_B angegeben. Aus

$$P_U + P_B = 1 \quad (12)$$

folgt mit

$$Z = \frac{S}{S_0} \quad (13)$$

für die Bruchwahrscheinlichkeit

$$P_{B,S}(\sigma_{\max}) = 1 - \exp \left\{ -Z \cdot \left(\frac{\sigma_{\max}}{\sigma_V} \right)^k \right\}. \quad (14)$$

Im Zeitfestigkeitsbereich wird der Zusammenhang zwischen der Lastspielzahl N und äußerer Beanspruchung σ bei gleicher Ausfallwahrscheinlichkeit durch die Basquin-Beziehung

$$\sigma \cdot N^n = \text{const.} \quad (15)$$

beschrieben. Für $\sigma = \sigma_V$ gilt somit:

$$\sigma_V \cdot N^n = A_V = \text{const.} \quad (16)$$

Damit folgt aus Gleichung (14) die allgemeine Streubandfunktion

$$P_{B,S}(\sigma_{\max}, N) = 1 - \exp \left\{ -Z \cdot \left(\frac{\sigma_{\max} \cdot N^n}{A_V} \right)^k \right\}. \quad (17)$$

Mit Hilfe der umgeformten Beziehung (16)

$$A_V = \sigma_V \cdot N^n = \sigma_{\max} \cdot N_V^n$$

sowie der Definition

$$m = k \cdot n \quad (18)$$

kann die allgemeine Streubandfunktion zur Beschreibung der Streuung der Lastspielzahl N bei konstanter Spannung σ umgeformt werden:

$$P_{B,S}(N) = 1 - \exp\left\{-Z \cdot \left(\frac{N}{N_V}\right)^m\right\} \quad (19)$$

Der Parameter m wird dabei als Streuparameter bezeichnet.

Nach Young [21] können Ermüdungsversuche im Bereich $0.05 < P_B < 0.95$ sehr gut mit Hilfe der Weibull-Verteilung angepasst werden. Die erreichbare Genauigkeit hängt von der Probenanzahl und der Streuung der Lebensdauerwerte ab. Krä gibt in [15] folgende Bedingungen zur Anwendbarkeit des vorgestellten Modells für die Auswertung von Schwingfestigkeitsergebnissen an:

- Zu vergleichende Lebensdauerwerte müssen sich auf das gleiche Schadensereignis beziehen.
- Die Umgebungsbedingungen müssen bei allen Versuchen konstant sein.
- Alle Proben müssen aus dem gleichen Werkstoff gefertigt sein.
- Für alle Proben müssen die gleichen fertigungstechnologischen Eigenschaften gewährleistet werden.
- Für alle Versuche muss die gleiche Beanspruchungs-Zeit-Funktion verwendet werden.

Insbesondere die erwähnte Voraussetzung, dass in einer Probe bzw. in einem Bauteil nur eine einzige Defektsorte den letztendlich zum Versagen führenden Anriss auslöst, ist in der Praxis nicht immer gegeben. Es ist möglich, dass mehrere unterschiedliche Defektsorten bedingt durch die

Werkstoffherstellung und die Bauteilfertigung vorhanden sind. In diesem Fall müssen die verschiedenen Defektsorten, die unabhängig voneinander zum selben Schadensereignis führen können, im Rahmen von Lebensdauervorhersagekonzepten durch geeignete statistische Methoden getrennt voneinander berücksichtigt werden. Beispiele für eine derartige Vorgehensweise findet man bei Gudladt [22].

2.2 Die Finite-Element-Methode (FEM)

Im Rahmen dieser Arbeit werden Lebensdauerabschätzungen für Proben unterschiedlicher Geometrie durchgeführt. Zur Anwendung der Spannungsintegralmethode ist es notwendig, mehrachsige Spannungszustände bei veränderlichen Geometrieverhältnissen (Kerben) zu bestimmen. Dies ist je nach Kerbgeometrie und Beanspruchungszustand nicht bzw. nur unter großem Aufwand analytisch durchführbar. Aus diesem Grund werden zur Berechnungen derartiger Spannungsverläufe oft numerische Methoden, wie beispielsweise die FEM eingesetzt. Die Methode ermöglicht auch kontinuumsmechanische Berechnungen an der Mikrostruktur mehrphasiger Werkstoffe (siehe Kapitel 5.2).

2.2.1 Grundlagen der FEM

Die FEM basiert auf den Grundlagen der Elastizitätstheorie, welche bereits im 19. Jahrhundert gelegt wurden. Beschreibt man den Verschiebungszustand in einem Körper über eine Ansatzfunktion, welche den geometrischen Randbedingungen genügen muss, erhält man eine Näherungslösung für Elastizitätsprobleme. Diese Vorgehensweise wurde erstmals von Ritz [23] im Jahre 1908 angewendet und ist als Vorstufe der FEM anzusehen. Courant erkannte 1943, dass die FEM nichts anderes ist als die bereichsweise Anwendung des Ritz-Verfahrens [24]. Die eigentliche Methode der Finiten Elemente als ein die gesamte Kontinuumsmechanik umfassendes Verfahren wurde von Turner, Clough, Martin und Topp [25] mit der Entwicklung des ersten finiten Elements (Scheibenelement) eingeführt. Im selben Jahr wurde parallel dazu durch Argyris [26] ebenfalls ein finites Element entwickelt. Die weitere Entwicklung der FEM wurde in der Folgezeit wesentlich durch Argyris [27- 28] und Zienkiewicz [29] geprägt, welche in einer Vielzahl von Publikationen die Grundlagen der FEM mathematisch begründeten. Die Entwicklung der Methode ist eng mit der Entwicklung der Hardware verknüpft. Die FEM wird heute in fast allen Industriebranchen eingesetzt. Die Anwendungsgebiete erstrecken sich vom Automobilbau, der Luft- und

Raumfahrt über die Elektronik, Biologie, Medizintechnik, Geophysik bis zum Bauwesen. Zukünftige Anwendungsgebiete sind verstärkt in der Prozesssimulation zu sehen [30], beispielsweise in der Metallumformung, bei Gießprozessen oder der Pulvermetallurgie.

Die Grundlage der rechnerischen Simulation bilden die Differentialgleichungen. Dabei ist die Funktion, für welche die Differentialgleichung aufgestellt wird eine charakteristische Größe, beispielsweise die Verschiebung bei Festigkeitsproblemen oder die Temperatur bei Temperaturfeldberechnungen. Diese Funktionen werden unter Beachtung der gegebenen Randbedingungen mit Hilfe der rechnerischen Simulation näherungsweise gelöst. Weitere Größen, wie z. B. Dehnungen oder Spannungen werden durch die Ableitung der Funktionen nach den Koordinaten bestimmt. Grundsätzlich stehen zur Lösung der Differentialgleichungen numerische und analytische Verfahren zur Verfügung. Ein Vorteil der numerischen Verfahren ist, dass sie auf komplexe Geometrien anwendbar sind. Andererseits erlauben sie nur Näherungslösungen.

Bei allen numerischen Verfahren wird ein Näherungsansatz, meist ein Produktansatz, für eine unbekannte Funktion aufgestellt, welcher dann aus vorgegebenen Formfunktionen und freien Koeffizienten besteht. Die Lösungsverfahren basieren entweder auf der Differentialgleichung (z.B. Differenzenverfahren) oder auf der Integralform (schwache Form der Differentialgleichung). Im nächsten Schritt wird das Differentialgleichungsproblem direkt (z.B. Differenzenverfahren) in ein algebraisches Gleichungssystem umgewandelt. Verwendet man die Integralform (z.B. bei der FEM), ergibt sich aus der Forderung nach einem Extremum (z.B. Minimum der potentiellen Energie / Ritz-Verfahren) ein algebraisches Gleichungssystem für die unbekannten Koeffizienten der Ansatzfunktion. Durch Lösen des Gleichungssystems erhält man die gesuchten Koeffizienten der Näherungsfunktion. Die einzelnen numerischen Näherungsverfahren unterscheiden sich in der zugrundegelegten Ansatzfunktion und in der Bestimmung der Koeffizienten.

Bei der FEM werden die Ansatzfunktionen nicht über die gesamte Struktur, sondern nur für Teilgebiete (Elemente) aufgestellt. Diese müssen einen kontinuierlichen Übergang (Knoten) auf die benachbarten Teilgebiete gewährleisten. Der Vorteil dieser Methode besteht darin, dass für die Teilgebiete Formfunktionen (z.B. Linien, Scheibenelemente etc.) niedriger Ordnung gewählt werden können. Aus den Lösungsansätzen für die Teilgebiete ergibt sich die Näherungsfunktion für die gesamte Struktur. Für die frei wählbaren Koeffizienten der Ansatzfunktion werden mechanisch deutbare Größen verwendet (Freiheitsgrade). Bei Festigkeitsberechnungen sind dies 3 Verschiebungsfreiheitsgrade und 3 Rotationsfreiheitsgrade.

Ausgehend von der Integralform wird der Integralausdruck meist mit Hilfe des Prinzips vom Minimum der potentiellen Energie minimiert. Die potentielle Energie Π ergibt sich dabei aus der Summe der potentiellen Energien der Einzelemente. Werden die Ansatzfunktion in den Energieausdruck eingesetzt, ergibt sich die Extremalbedingung in Anhängigkeit des Vektors der Knotenverschiebungsgrößen $\{u\}$ zu

$$\frac{d\Pi\{u\}}{d\{u\}} = 0. \quad (20)$$

Aus der Extremalbedingung ergibt sich die Gleichungssystem für die unbekannten Knotenverschiebungsgrößen in Matrizenschreibweise:

$$[K] \cdot \{u\} = \{F\} \quad (21)$$

$[K]$ wird dabei als Steifigkeitsmatrix bezeichnet. In ihr sind die Koeffizienten des Gleichungssystems zusammengefasst. $\{F\}$ ist der Lastvektor. Das Gleichungssystem wird vorwiegend mit Hilfe von auf der Gauß-Elimination basierenden direkten bzw. iterativen Verfahren gelöst [31]. Im Falle elastisch-plastischer Berechnungen muss die Steifigkeitsmatrix $[K]$ um die materiellen Nichtlinearitäten erweitert werden [32].

2.2.2 Anwendung der FEM

Alle Berechnungen im Rahmen dieser Arbeit wurden mit dem FEM-Programm ANSYS (ed. 5.4) durchgeführt. Der Ablauf einer FEM-Analyse gliedert sich in 3 Hauptabschnitte:

- Modellerstellung (preprocessing)
- Lastaufbringung und Berechnung (solution)
- Auswertung der Ergebnisse (postprocessing)

Im Bereich Modellerstellung erfolgt die Eingabe der Modellgeometrie und der Materialdaten, die Festlegung der Elementgeometrie sowie die Erstellung des FEM-Netzes.

Für alle Modelle wurden ebene 8-Knoten Viereck-Elemente verwendet. Das Element besitzt kompatible Verschiebungsformfunktionen und ist besonders zur Modellierung von gekrümmten Rändern gut geeignet (z.B. Kerbbereich bei zylindrischen Rundproben mit Umdrehungskerbe). Die Definition des Elements erfolgt über vier Eck- und vier Seitenmittelnknoten mit jeweils zwei Translationsfreiheitsgraden (Verschiebungen in X- und Y-Knotenkoordinatenrichtung). Das Elementkoordinatensystem ist parallel zum globalen kartesischen Koordinatensystem des Strukturmodells. Das Element kann als ebenes Scheibenelement (ebener Spannungs- oder Dehnungszustand) sowie als rotationssymmetrisches Element eingesetzt werden. Drücke können als Oberflächenlasten auf die Elementflächen eingegeben werden, Temperaturen werden als Volumenkräfte auf die Knoten behandelt.

Die Berechnungen der Spannungsintegrale (Kapitel 5.4) mit Hilfe makroskopischer Strukturmodelle erfolgte unter Verwendung elastisch-plastischer Materialparameter. Bei den mikrostrukturellen Betrachtungen (Kapitel 5.2) wurden für die Aluminiummatrix elastisch-plastisches, für die Aluminiumoxidpartikel rein elastisches Materialverhalten zugrundegelegt. Die Berücksichtigung elastisch-plastischen Materialverhaltens im Rahmen der FEM wird in Kapitel 2.2.3 näher erläutert.

Bei der Erstellung des FEM-Netzes ist zu beachten, dass mit zunehmender Elementdichte in der Regel genauere Ergebnisse erzielt werden, d. h. der Diskretisierungsfehler geringer wird. Dies setzt allerdings voraus, dass das wirkliche System bezüglich des Elementtyps (Theorie, Belastung, Material) richtig idealisiert wird. Der numerische Fehler wird jedoch mit zunehmender Netzdichte größer. Daher ist es möglich, dass bei extremen Netzdichten der Fehler aus Diskretisierung und Numerik wieder ansteigt. Das Netz sollte folglich so unterteilt werden, dass genügend Stützpunkte (Knoten) zur Approximation des Spannungs- bzw. Verformungsverlaufs generiert werden. In Bereichen mit großen Gradienten sollte mit geringeren Elementgrößen gearbeitet werden. Dabei ist zu beachten, dass die Nachbarelemente keine extremen Größenunterschiede aufweisen.

Im Lösungsabschnitt (solution) werden die auf das Bauteil wirkenden Lasten und Randbedingungen („Einspannungen“) festgelegt. Damit können zusammen mit den Geometriedaten die Elementsteifigkeitsmatrizen erstellt und daraus die Gesamtstruktursteifigkeitsmatrix und der Lastvektor generiert werden. Die Lösung dieses Gleichungssystems führt zu dem Vektor der Knotenverschiebungen, aus dem schließlich die Verzerrungen sowie die Spannungen berechnet werden.

Bei der Aufbringung der Randbedingungen sind Symmetrie- bzw. Antisymmetriebedingungen zu beachten. Im Falle rotationssymmetrischer Körper wie beispielsweise die im Rahmen dieser Arbeit modellierten zylindrischen Rundproben kann die Rotationssymmetrie mit Hilfe eines zweidimensionalen FE-Modells und der Verwendung geeigneter Elemente simuliert werden.

Bei von außen auf das Modell einwirkenden Lasten ist unter anderem zwischen konzentrierten Einzellasten oder –momenten, Druckbelastungen auf die Elemente sowie Temperaturbeanspruchungen zu unterscheiden. Konzentrierte Einzelkräfte sind an den Knoten zu definieren. Drücke werden als konstanter Wert pro Element aufgebracht. Temperaturbeanspruchungen verursachen bei konstanter Temperatur über den Bauteilquerschnitt eine Längsdehnung. Die Dehnung ist dabei proportional zur Temperaturänderung

bezüglich einer Referenztemperatur (spannungsfreier Zustand) sowie zum thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Materials. Bei Dehnungsbehinderung infolge von Temperatureinfluss entstehen entsprechende Spannungsfelder.

Die Auswertung der Ergebnisse (postprocessing) kann sowohl graphisch als auch numerisch erfolgen. Die zur Verfügung stehenden Daten können in zwei Kategorien eingeteilt werden:

- *Primäre Daten:* Diese bestehen aus den Lösungen für die Freiheitsgrade der einzelnen Knoten (Verschiebungen in einer Strukturanalyse, Temperaturen in einer thermischen Analyse etc.)
- *Sekundäre Daten:* Abgeleitete Daten aus der primären Analyse, welche im allgemeinen auf Elemente bezogen werden (z.B. Spannungen und Dehnungen in einer Strukturanalyse). Sie können an allen Elementknoten, an den Integrationspunkten des Elements oder im Elementschwerpunkt berechnet werden.

2.2.3 Berücksichtigung von elastisch-plastischem Materialverhalten

2.2.3.1 Fließtheorie

Bei einachsigen Spannungszuständen tritt plastisches Fließen des Materials auf, sobald die auftretende mechanische Spannung gleich der Zug- bzw. Druck-Fließgrenze ist ($\sigma = \sigma_F$). Bei mehrachsigen Spannungszuständen muss die Fließgrenze σ_F über eine Festigkeitshypothese (Vergleichsspannung) bestimmt werden. Allgemein hängt das Eintreten von plastischem Fließen vom Werkstoff, dem Spannungszustand, von der Verformungsgeschichte, der Temperatur, der Zeit sowie bei anisotropen Werkstoffen von der Richtung ab. Der Fließvorgang dissipiert Energie, der Verformungsprozess ist irreversibel. Die numerische Analyse derartiger Prozesse verlangt eine Lastaufbringung in Inkrementen, da im Verlauf der Berechnung rechnerische

Ungleichgewichtszustände während der iterativen Suche des Gleichgewichtszustand auftreten. Die rechnerischen Zwischenzustände weichen umso weniger vom Gleichgewichtspfad ab, je kleiner die aufgebrachten Lastinkremente sind.

Zur Formulierung des Werkstoffgesetzes zwischen den inkrementellen Spannungen und den inkrementellen Dehnungen benötigt die Fließtheorie drei Beziehungen:

- Die *Fließbedingung*: Diese gibt an, ob ein gegebener Spannungszustand im elastischen Bereich liegt oder ob plastisches Fließen eintritt. Der Beginn des plastischen Fließens wird über die Fließbedingung $F=0$ beschrieben. Physikalisch sind nur Zustände $F \leq 0$ möglich. Im Falle $F < 0$ verhält sich das Material im betrachteten Punkt elastisch, für $F=0$ befindet es sich im plastischen Zustand.
- Die *Fließregel*: Diese verknüpft die Richtung der plastischen Verzerrungsanteile $d\varepsilon_{ij}^{pl}$ mit den Spannungen σ_{ij} des Momentanzustandes.
- Die *Verfestigungsregel*: Diese gibt die Änderung der Fließbedingung während der plastischen Verformung in Abhängigkeit aller Verfestigungsvariablen K_n an.

2.2.3.2 Fließbedingungen

Eine Fließbedingung F enthält im Falle einer mehrachsigen Beanspruchung des Werkstoffes eine Vergleichsspannung, die aus den Spannungskomponenten errechnet und der einachsigen Spannung gegenübergestellt wird. Die räumliche Darstellung der Fließbedingung wird Fließfläche genannt. Zur Darstellung der Fließbedingung F im Falle isotropen Materialverhaltens unterscheidet man Ein- bzw. Zwei-Parameter-Modelle. Die Ein-Parameter-Modelle wurden für Metalle entwickelt und sind unabhängig vom hydrostatischen Spannungszustand, d.h. bei rein plastischen Deformationen treten keine Volumenänderungen auf. Typische

einparametrische Fließbedingungen sind das Fließkriterium nach Tresca (Schubspannungshypothese) sowie das Fließkriterium nach von Mises (Gestaltänderungsenergiehypothese). Die Zwei-Parameter-Modelle berücksichtigen die Abhängigkeit des Fließvorgangs einiger Materialien (z.B. Fels, Beton) vom hydrostatischen Druck. Während des Fließvorgangs treten Volumenänderungen des Materials auf. Beispiel für zweiparametrische Fließbedingung sind das Fließkriterium nach Mohr-Coulomb (Mohr'sche Bruchhypothese) sowie das Fließkriterium nach Drucker – Prager (Erweiterung des von Mises-Fließkriteriums).

Die FE-Berechnungen im Rahmen dieser Arbeit wurden mit dem Fließkriterium nach von Mises durchgeführt. Das Modell geht davon aus, dass Fließen bei einer mehrachsigen Beanspruchung eintritt, sobald die Gestaltänderungsarbeit gleich derjenigen bei Eintritt des Fließens unter einachsiger Beanspruchung ist. Die Gestaltänderungsenergie ist auf das Volumen bezogen und berechnet sich aus der Differenz von der Formänderungsenergie

$$A = \frac{1}{2}(\sigma_1 \varepsilon_1 + \sigma_2 \varepsilon_2 + \sigma_3 \varepsilon_3) \quad (22)$$

und der Volumenänderungsarbeit

$$A_V = \frac{1+2\nu}{6E}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)^2 \quad (23)$$

zu

$$A_G = \frac{1+\nu}{6E}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]. \quad (24)$$

Die Gestaltänderungsarbeit bei einachsiger Beanspruchung A_{G0} durch die Spannung σ_V beträgt

$$A_{G0} = \frac{1+\nu}{6E} * 2\sigma_V^2. \quad (25)$$

Durch Gleichsetzen $A_{G0} = A_G$ ergibt sich die Vergleichsspannung σ_V in den Hauptspannungen zu

$$\sigma_V = \sqrt{\left(\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]\right)} \leq \sigma_F. \quad (26)$$

σ_F stellt dabei die einachsige Fließgrenze dar. In einem beliebigen Koordinatensystem berechnet sich die Vergleichsspannung zu

$$\sigma_V = \sqrt{\left(\frac{1}{2}[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6\tau_{xy} + 6\tau_{yz} + 6\tau_{zx}]\right)}. \quad (27)$$

Im Falle des ebenen Spannungszustand (z.B. Bauteiloberfläche reduziert sich der Ausdruck auf

$$\sigma_V = \sqrt{(\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - \sigma_x \sigma_y + 3\tau_{xy}^2)}. \quad (28)$$

In Invarianten formuliert lauten die Fließbedingungen nach von Mises

$$S_2 - \frac{\sigma_F^2}{3} = 0 \text{ (Zugversuch)} \quad (29)$$

bzw.

$$S_2 - \tau_F^2 = 0 \text{ (Scherversuch)}. \quad (30)$$

Die durch den Spannungsdeviator verrichtete elastische Gestaltänderungsenergie pro Volumeneinheit beträgt nach [33]

$$W_e = \frac{S_2}{2G}. \quad (31)$$

Damit folgt für die Fließbedingung

$$F = W_e - \frac{1}{2G} \tau_F^2 = 0. \quad (32)$$

Plastisches Fließen tritt somit dann ein, wenn die gespeicherte elastische Gestaltänderungsenergie pro Volumeneinheit den Wert $\frac{1}{2G} \tau_F^2$ erreicht.

2.2.3.3 Fließregel

Zur Verknüpfung der Richtung der plastischen Verzerrungsanteile mit den Spannungen für den aktuellen Zustand wird meist die Existenz einer Potentialfunktion $Q(\sigma_{ij})$ vorausgesetzt. Für die plastischen Verzerrungsinkremente gilt somit

$$d\varepsilon_{ij}^{pl} = \lambda \frac{\partial Q}{\partial \sigma_{ij}}. \quad (33)$$

Die Größe λ regelt den plastischen Fluss und wird als plastischer Multiplikator bezeichnet.

Der Sonderfall $Q=F$ wird als assoziierte Fließregel (Normalenregel) bezeichnet. Die Richtung des plastischen Anteils der Verzerrungen ist dabei normal zur Fließfläche. Assoziierte Fließgesetze führen bei elastoplastischen Werkstoffmodellen mit Verfestigung zu eindeutigen Lösungen. Eine Folgerung aus der assoziierten Fließregel ist, dass sich durch das Fließen keine Volumenänderung ergibt.

2.2.3.4 Verfestigung

Im Falle einachsiger Beanspruchung unterscheidet man verfestigendes, ideal plastisches und entfestigendes Werkstoffverhalten. Verfestigung bedeutet, dass bei größer werdenden Dehnungen ein Anwachsen der maximal auftretenden Spannungen auftritt. Mit Hilfe von Verfestigungshypothesen kann aus von der Kenntnis des einachsigen Verfestigungsverhaltens (z.B. aus dem Zugversuch) auf das mehrachsige Verfestigungsverhalten geschlossen werden.

Im FE-Programm ANSYS existieren mehrere Möglichkeiten, einaxiale Spannungs-Dehnungsbeziehungen zu idealisieren. Im Rahmen dieser Arbeit wurden das elastoplastische Materialverhalten mit Hilfe eines multilinenaren Verfestigungsgesetzes mit abschnittsweise konstantem Tangentenmodul beschrieben.

Bei mehrachsigen Spannungszuständen muss zwischen isotroper und kinematischer Verfestigung unterschieden werden. Bei isotroper Verfestigung erfolgt eine Ausdehnung der Fließfläche ohne Translation. Bei kinematischer Verfestigung erfährt die Fließfläche nur eine Translation im Spannungsraum, eine Expansion findet nicht statt.

Im Unterschied zur kinematischen Verfestigung ergibt sich bei der isotropen Verfestigung das Ansteigen der einaxialen Fließgrenze σ_F mit zunehmenden irreversiblen Deformationen als identisch für den Zug- und den Druckbereich des Arbeitsdiagramms. Die isotrope Verfestigung ergibt auch bei Lastrichtungswechseln eine monoton wachsende plastische Vergleichsdehnung. Metallische Werkstoffe zeigen häufig im Bereich großer plastischer Verformungen isotropes Verfestigungsverhalten, bei kleineren Verformungen sowie zyklischer Beanspruchung dominiert eher die kinematische Verfestigung [34].

Die Grundlage für die Berücksichtigung von nichtlinearem kinematischen Verfestigungsverhalten im Rahmen des FE-Programms ANSYS bildet das sogenannte Besseling-Modell. Dabei wird das Kontinuum gedanklich in Teilvolumina (sublayers) mit unterschiedlichen elastoplastischen Werkstoffkennwerten unterteilt. Jedes Teilvolumen besitzt elastisch und idealplastisches Materialverhalten mit eigener Fließgrenze. Das resultierende Verhalten des Gesamtsystems setzt sich aus der gewichteten Summe über die elastoplastische Antwort aller Teilvolumina zusammen. Die Einzelvolumina werden über einen Wichtungsfaktor, welcher aus der jeweiligen Änderung des Tangentenmoduls berechnet wird, verknüpft.

3. Experimentelles

3.1 Verwendeter Werkstoff

Bei denen im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Verbundwerkstoffen handelt es sich um die mit unterschiedlichem Gehalt an Al_2O_3 -Partikeln (10 bzw. 22 Vol.%) verstärkte Aluminiumlegierung 6061. Im folgenden werden für die Legierungen die Bezeichnungen 6061/10 bzw. 6061/22 verwendet. Der kommerziell erhältliche Werkstoff wird von der Firma Duralcan, Kanada, im „Stir-Cast“ – Verfahren als Strangpressbolzen hergestellt, in dessen Verlauf die Aluminiumoxidpartikel in die Aluminiumschmelze eingebracht werden. Anschließend wurde der Werkstoff vom Leichtmetall-Kompetenzzentrum Ranshofen, Österreich, im Strangpressverfahren [1] zu Stangenmaterial vom Durchmesser 22 mm weiterverarbeitet. Tabelle 1 gibt einen Überblick über die Zusammensetzung der untersuchten Legierung 6061 (AlMg1SiCu).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Zn	Al	
0,4-0,8	0,7	0,15-0,4	0,15	0,8-1,2	0,04-0,35	0,25	0,15	Rest

Tabelle 1: Zusammensetzung der Matrixlegierung 6061 in Gewichts-% [35]

Die statischen und dynamischen Untersuchungen an den Verbundwerkstoffen wurden im maximal ausgehärteten Zustand (T6) durchgeführt. Dieser Zustand wird durch eine Wärmebehandlung, welche das Lösungsglühen bei 530°C sowie eine anschließende Abschrecken in Wasser anschließende Auslagerung von 24 h bei 160°C umfasst, eingestellt (siehe auch Kapitel 4.1.3). Die Legierungsbestandteile Mg und Si bewirken eine Ausscheidungshärtung und eine damit verbundene Festigkeitszunahme. Einige mechanische und physikalische Kennwerte der verstärkten und unverstärkten Legierungen sind in Tabelle 2 zusammengefasst.

Material	E [GPa]	R _m [MPa]	R _{50/2} [MPa]	A ₅ [%]	ρ [g/cm³]
6061 T6	73	375	355	13,6	2,7
6061/10 T6	83	385	335	7,3	2,83
6061/22 T6	95	405	365	3,4	2,95

Tabelle 2: Mechanische und physikalische Eigenschaften der verstärkten und unverstärkten Legierungen (nach Herstellerangaben) [36]

Durch das Einbringen der keramischen Partikel kann bei annähernd gleicher Dichte sowohl der Elastizitätsmodul als auch die Festigkeit der Legierung erhöht werden. Die Bruchdehnung nimmt allerdings mit steigendem Partikelgehalt deutlich ab. Ein weiterer, insbesondere für den praktischen Einsatz der Werkstoffe interessanter Kennwert ist die Verschleißbeständigkeit (Tabelle 3). Diese kann durch das Einbringen der keramischen Verstärkungskomponente gegenüber der unverstärkten Legierung deutlich verbessert werden.

Material	Verschleißbeständigkeit (ASTM G-77) [mm³ Volumenabtrag]
6061 T6	8,75
6061/10 T6	0,0269
6061/22 T6	0,0149

Tabelle 3: Verschleißbeständigkeit der unverstärkten und verstärkten Legierungen nach ASTM G-77 (nach Herstellerangaben) [36]

3.2 Probenformen und –herstellung

Aus dem stranggepressten Stangenmaterial wurden zylindrische Rundproben der in den Abbildungen 1 und 2 gezeigten Geometrien angefertigt, die sowohl bei den Versuchen unter quasistatischer als auch unter dynamischer Beanspruchung verwendet wurden. Die Probenlängsachse fällt dabei mit der Strangpressrichtung des Materials zusammen.

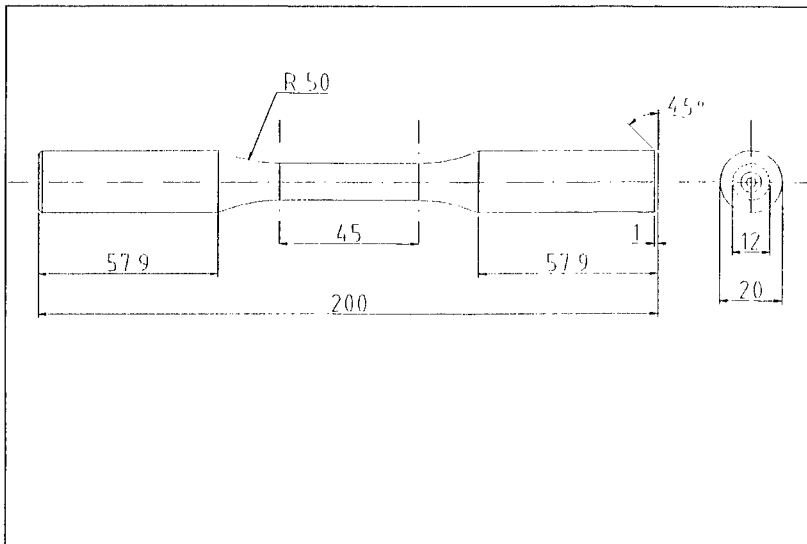


Abbildung 1: Probenform für zylindrische Rundproben (ungekerbt)

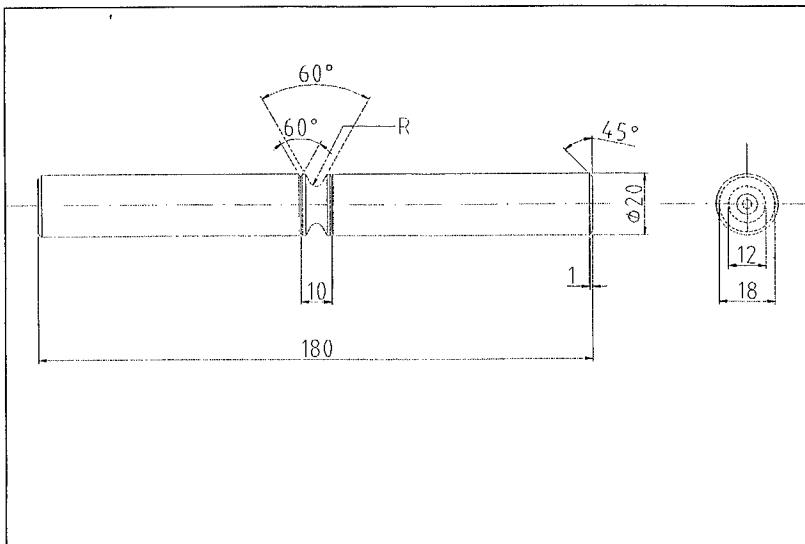


Abbildung 2: Probenform für zylindrische Rundproben (gekerbt)

Es wurden gekerbte Proben mit zwei unterschiedliche Kerbradien hergestellt (Kerbradius $R=2$ mm und $R=0,4$ mm). Dies entspricht einem Kerbfaktor von $\alpha_k=2,4$ bzw. $\alpha_k=5,1$ [37]. Die gekerbten Proben wurden zusätzlich mit zwei kleineren Umdrehungskernen versehen (siehe Abbildung 2). Diese dienen zur definierten Anbringung der Potentialabgriffe (siehe auch Kapitel 3.6.2.2). Da diese Umdrehungskernen aus spannungsmechanischer Sicht im „Kerbschatten“ der großen Kerbe liegen (vergleiche Kapitel 5.4), haben sie keinen Einfluss auf das Werkstoffverhalten bei statischer und dynamischer Beanspruchung.

3.3 Härtemessungen

Im Rahmen der Untersuchungen zur Werkstoffcharakterisierung wurden Makro- sowie Mikrohärtemessungen an der verstärkten und unverstärkten Legierung durchgeführt (Kapitel 4.1.2 und 4.1.3). Alle Härtemessungen wurden nach dem Verfahren nach Vickers [38] durchgeführt. Die Prüflasten umfassten dabei den Bereich von 20 kP (196 N) bis 3 P (30 mN). Zur Bestimmung der Matrixhärte im Anlieferungszustand (T0) der Verbundwerkstoffe wurden Mikrohärtemessungen an Quer- und Längsschliffen der Composite durchgeführt (Kapitel 4.1.2). Die Messungen erfolgten mit zwei unterschiedlichen Prüflasten (50 und 25 Pond) an einem automatischen Mikrohärteprüfer der Firma Leitz. Die Materialproben der Abmessung $15 \times 15 \times 10 \text{ mm}^3$ wurden bei 100-facher Vergrößerung unter dem Lichtmikroskop auf in der Messebene befindliche Freiräume zwischen den Partikeln untersucht. An diesen Stellen wurden die entsprechenden Härteeindrücke gesetzt. Dieses Vorgehen war notwendig, um Partikelberührungen und damit eine Verfälschung der Messergebnisse so weit als möglich zu vermeiden. Im Anschluß erfolgte eine statistische Auswertung der gemessenen Härtewerte.

Zur Bestimmung der Härteverläufe während der Auslagerung (160°C) wurden Makrohärtemessungen mit einer Prüflast von 20 kP an einem Härteprüfer vom Typ Diatestor der Firma Wolpert durchgeführt (Kapitel 4.1.3). Pro Messpunkt wurden mindestens fünf Eindrücke zur Mittelwertbildung herangezogen.

Um den Einfluss der Prüflast auf die gemessenen Härtewerte zu untersuchen, wurden zusätzliche Härtemessungen mit Prüfkraften von 2000 mN, 200 mN und 30 mN in definierten Auslagerungszuständen durchgeführt. Die Messungen erfolgten im Rahmen eines Forschungsaufenthaltes an der Eötvös Universität in Budapest im Institut für General Physics mittels eines Ultramikrohärtetesters DUH 202 von Shimadzu.

3.4 Metallographische Werkstoffcharakterisierung

3.4.1 Mikrostrukturelle Eigenschaften

Es wurden umfangreiche Untersuchungen zur Charakterisierung der Mikrostruktur des Verbundwerkstoffes 6061/ Al_2O_3 durchgeführt. Dazu wurde zunächst das strangepresste Rundmaterial mit Hilfe einer Diamantdrahtsäge in Proben der Abmessung $15 \times 15 \times 10 \text{ mm}^3$ zugesägt. Die Präparation der Quer- und Längsschliffe erfolgte durch Schleifen auf einer Nassschleifmaschine vom Typ Rotopol bei 300 U/min und anschließendem Polieren bei 150 U/min.

Die einzelnen Präparationsschritte sind den Tabellen 4 und 5 zu entnehmen.

Stufe	Belag	Körnung	Lubrikant	Zeit	Aussehen
1.	SiC	120	Wasser	ca. 2 min	blank
2.	SiC	220	Wasser	ca. 1 min	blank
3.	SiC	320	Wasser	ca. 1 min	blank
4.	SiC	500	Wasser	ca. 1 min	blank

Tabelle 4: Schleifvorgänge

Stufe	Belag	Körnung	Lubri- kant	Kraft	Drehricht.	Zeit	Aussehen
1.	MD PAN	15 μ	blau	35 N	Entgegen- gesetzt.	8 min	blank
2.	MM 414	MM 140	Wasser	30 N	Entgegen- gesetzt	6 min	relativ blank
3.	DP MOL	1 μ	rot	25 N	Entgegen- gesetzt	6 min	relativ blank
4.	OP Chem	SiO ₂ (0,05 μ)		20 N	Entgegen- gesetzt	4 min	blank

Tabelle 5: Poliervorgänge (Belagbezeichnung sind Firmenbezeichnungen)

Mittels eines Auflichtmikroskops vom Typ Reichert Univar wurden im Anschluss lichtmikroskopische Gefügaufnahmen an Längs- und Querschliffen der verstärkten und unverstärkten Legierungen angefertigt. Für die unverstärkten Proben wurde ein Vergrößerungsfaktor von 20 (low), für die verstärkten Proben ein Vergrößerungsfaktor von 100 (low) gewählt. Die Aufnahmen wurden mit Hilfe einer digitalen Videokamera vom Typ Panasonic WV E-550 und eines Framegrabbers auf einen PC übertragen und dort mit Unterstützung des digitalen Bildanalyse-Systems Digitrac der Firma Imatec ausgewertet.

Zum Vergleich der Korngrößen der Aluminiummatrix zwischen unverstärkter und verstärkter Legierung wurden bei einigen Proben eine Korngrenzenätzung durchgeführt (Kapitel 4.1.1.1). Die Gefügeentwicklung erfolgte unter Verwendung eines Mikroätzmittels bestehend aus

100 ml H₂O destilliert // 7,5 ml HCL // 6 ml HF // 2,5 ml HNO₃.

Neben dem Partikelflächenanteil wurden eine Reihe von Partikelparametern wie z.B. maximaler und minimaler Durchmesser, die maximale Ausdehnung der Partikel parallel und quer zur Strangpressrichtung sowie die Partikelorientierung, repräsentiert durch den Winkel zwischen dem

maximalen Partikeldurchmesser und der Strangpressrichtung, bestimmt (Kapitel 4.1.1.2 und Kapitel 4.1.1.3). Im Anschluss folgte eine detaillierte statistische Auswertung der Messwerte.

3.4.2 Erfassung von Materialdefekten

Im Rahmen der lichtmikroskopischen Untersuchungen der Verbunde wurden typische mikrostrukturelle Materialdefekte wie Partikelagglomerationen, ungewöhnlich große Partikel ($>50\text{ }\mu\text{m}$), Lunker sowie nichtmetallische Einschlüsse erfasst.

Für den Aufbau von örtlichen Spannungskonzentrationen unter Einwirken einer äußeren Beanspruchung ist in erster Linie die Ausdehnung des Defektes senkrecht zur Beanspruchungsrichtung maßgeblich. Aus diesem Grund wurden zur optischen Erfassung und Vermessung der Defekte an Querschliffen beider Komposite definierte Schichten ($250\text{ }\mu\text{m}$ Abtragsdicke) mechanisch abgetragen. Anschließend erfolgte eine mechanische Politur der Probenoberfläche. Die bildanalytische Auswertung wurde mit Hilfe eines Auflichtmikroskops vom Typ Reichert Univar mit aufgesetzter Videokamera vom Typ Panasonic WV E-550 unter Hellfeldbeleuchtung in Verbindung mit dem digitalen Bildanalysesystem Digitrace der Firma Imatec durchgeführt. Die Oberfläche der Proben wurde dabei bei 100-facher Vergrößerung unter Einsatz eines automatischen Scanningtisches abgefahren. Die Detektion der Defekte erfolgte manuell, das Zählen und Vermessen konnte mit Unterstützung eines Makros im digitalen Bildanalysesystem halbautomatisch durchgeführt werden.

Insgesamt wurde eine Fläche von ca. 6900 mm^2 an vier Proben in sechs verschiedenen Schliffebenen analysiert. Dabei wurde der maximale Durchmesser sowie der Flächenanteil der Defekte an der Probenoberfläche ausgemessen.

Von einigen Defekten wurden zusätzlich Längsschliffe angefertigt, die allerdings nicht statistisch ausgewertet wurden.

3.5 Quasistatische Versuche

Ziel dieser Untersuchungen war es, das Schädigungsverhalten der Legierung 6061/22 unter quasistatischer Beanspruchung im plastischen Bereich zu dokumentieren. Dazu erfolgten Zugversuche in Anlehnung an [39] mit einer Zugprüfmaschine vom Typ Zwick 1484 und einem Feindehnungsaufnehmer mit einer Messlänge von 20 mm. Die Prüfgeschwindigkeit betrug 0,2 mm/min. Die Proben wurden in Zyklen von 0,2 % Gesamtdehnungszunahme be- und entlastet. Die schematische Versuchsführung zeigt Abbildung 3. Nach jedem Zyklus wurde die Tangente an dem ansteigenden Ast der Spannungs-Dehnungslinie bestimmt und somit die Entwicklung der Probensteifigkeit mit zunehmender Gesamtdehnung als makroskopische Messgröße für die Schädigung des Verbundes dokumentiert. Darüber hinaus wurden aus der Messlänge einiger Proben nach einer definiert aufgetragenen Gesamtdehnung mit Hilfe einer Diamantdrahtsäge Probestücke mit einer Fläche von 16 mm * 16 mm herausgetrennt und zur weiteren metallographischen Auswertung geschliffen und poliert. Als mikrostrukturelle Messgröße für die auftretende Werkstoffschädigung dienten die Anzahl, Länge und Orientierung der sich bildenden Risse in Abhängigkeit der aufgetragenen Dehnung. Diese Parameter konnten wiederum mit Hilfe der digitalen Bildanalyse zum Teil vollautomatisch erfasst werden. Um die entsprechenden Messgrößen des geschädigten und ungeschädigten Werkstoffes vergleichen zu können, erfolgte eine Anpassung der erfassten Parameter mittels geeigneter statistischer Verteilungsfunktionen (Kapitel 4.2.3).

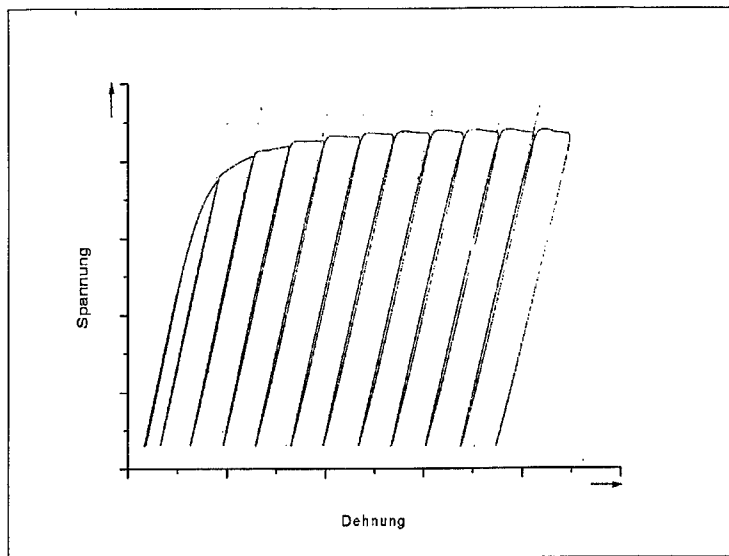


Abbildung 3: Versuchsführung schematisch

3.6 Einstufige Ermüdungsversuche

3.6.1 Versuchsdurchführung

Die Ermüdungsversuche wurden an einer servohydraulischen Prüfmaschine vom Typ Schenck PSB 100 bei einer Frequenz von 40 Hz auf mehreren Lastniveaus im Zeitfestigkeitsbereich (ca. $3 \cdot 10^4$ bis $1 \cdot 10^7$ Schwingspiele) im Zugschwellbereich bei einem R-Wert von 0,1 beziehungsweise bei symmetrischer Zug-Druck-Beanspruchung ($R=-1$) bis zum Probenversagen gefahren. Die Versuchsführung war dabei spannungskontrolliert. Eine Übersicht über die durchgeführten Versuchsmodi in Abhängigkeit der Probenform und des Verstärkungsgrades ist Tabelle 6 zu entnehmen. Pro Lastniveau wurden je nach Streuung der Messwerte zwischen 10 und 25 Proben gefahren. Unter Verwendung der Weibull-Verteilung (siehe auch Kapitel 2.1) wurde die Anrisslebensdauer in Abhängigkeit der aufgetragenen Spannungsamplitude statistisch ausgewertet. Die Bestimmung der Anrisslebensdauer wird in Kapitel 3.6.2 erläutert. Mit Hilfe metallographischer Methoden sowie rasterelektronenmikroskopischer Untersuchungen konnte anhand von Bruchflächenanalysen die letztendlich zum Probenversagen führende Schädigung dokumentiert werden (Kapitel 4.3.2).

Material	ungekerbt		Kerbfaktor 2,4		Kerbfaktor 5,1	
	R= 0,1	R= -1	R= 0,1	R= -1	R= 0,1	R= -1
6061/10	2 LN	2 LN	2 LN	-	2 LN	-
6061/22	3 LN	2 LN	3 LN	2 LN	3 LN	-

Tabelle 6: Anzahl der untersuchten Lastniveaus (LN) in Abhängigkeit der Probengeometrie und des Verstärkungsgrades

3.6.2 Methoden zur Bestimmung der Anrisslebensdauer

Zur Bestimmung der Anrisslebensdauer für die verwendeten Probengeometrien können grundsätzlich direkte Verfahren, wie die optische Detektion von Oberflächenanrissen mit Hilfe eines Mikroskopes, sowie indirekte Verfahren, welche auf der Veränderung von mechanischen oder physikalischen Werkstoffeigenschaften bei Bildung eines technischen Anrisses beruhen, herangezogen werden.

Eine optische Anrissdetektion an den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Kompositen erfordert eine im Bereich der freien Messlänge polierte Probenoberfläche [40]. Das Polieren von Rundproben der partikelverstärkten Legierung 6061 führte allerdings zu keinen qualitativ verwertbaren Ergebnissen [41]. Darüber hinaus wäre das Auftreten von Anrissen im Probeninneren über optische Methoden nicht möglich gewesen (siehe Kapitel 4.3.2).

Die Detektion von Anrissen wurde somit mit Hilfe der Dehnungsmessung beziehungsweise dem Potentialsondenverfahren durchgeführt.

3.6.2.1 Dehnungsmessung

Die messtechnische Erfassung des Dehnungsverlaufes über der Schwingenspielzahl bei spannungkontrollierter Versuchsführung erfolgte über drei spezielle Aufweitungsaufnehmer, die im Winkel von 120° über den Probenumfang verteilt wurden. Dazu wurden Halbschalen angefertigt, die außerhalb der freien Messlänge der Proben angebracht wurden und eine Anbringung der Dehnungsclips in einem genau definierten Abstand auf speziellen Messschneiden ermöglichte. Die Anbringung außerhalb der freien Messlänge garantiert, daß keine Beeinflussung des Versagensablaufes durch das Dehnungsmessverfahren erfolgt. Zur definierten Montage der Aufnehmer mit einer Messbasislänge von 10 mm und einer Nenndehnung von 20 % diente eine speziell für die unterschiedlichen Probengeometrien angepasste Lehre.

Dieses Verfahren wurde bereits von Krüger [42] zur Bestimmung der Position und Größe sich bildender Risse sowie zur Erfassung der anschließenden Rissausbreitungsphase in einer hochfesten, ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierung benutzt. Krä [15] setzte die Methode zur Bestimmung der Verformung von CT- Proben sowie beidseitig gekerbter Flachproben ein. Eine ausführliche Beschreibung von Verfahren der Steifigkeitsmessung (Compliance) zur Messung von Risslängen findet man bei Fleck [43].

Die Compliance Messung wurde in erster Linie bei den ungekerbten Proben benutzt, da hier das Potentialsondenverfahren aufgrund des großen Abgriffabstandes zu keinen verwertbaren Ergebnissen führt. Abbildung 4 zeigt die durch den Ausgangswert ϵ_0 normierte Dehnungsamplitude ϵ_a über der auf verschiedene Bruchschwingspielzahlen normierten Lebensdauer von ungekerbten Proben der Legierung 6061/22. Über den Großteil der Gesamtlebensdauer der Proben ist kein merklicher Steifigkeitsverlust erfassbar. Erst ab ca. 85 % der Gesamtlebensdauer ergibt sich in Abhängigkeit von der Bruchschwingspielzahl eine deutliche Zunahme der Dehnungsamplitude bei spannungskontrollierter Versuchsführung. Durch die Marker-Load-Versuchstechnik [14] kann nachgewiesen werden, dass in diesem Bereich bereits mehr als 2 % des Probenquerschnitts durch den sich ausbreitenden makroskopischen Ermüdungsriß geschädigt sind. Der über den Steifigkeitsabfall ermittelte Schädigungsverlauf ist dabei nichtlinear. Im Bereich niedriger Lastniveaus ($N_{\text{Bruch}} > 5 \cdot 10^5$) beträgt der über die Dehnungsamplitude messtechnisch erfassbare Anteil der Rissausbreitungsphase an der Gesamtlebensdauer weniger als 1 %. Eine exakte Trennung von Anrisslebensdauer und Gesamtlebensdauer ist hier nicht mehr möglich. Die Festlegung des technischen Anrisses unter Ermüdungsbeanspruchung erfolgte aufgrund der unterschiedlichen Anrisslagen und die dadurch bedingten unterschiedlichen Rissformen mit Hilfe der geschädigten Querschnittsfläche der Proben (siehe auch Kapitel 4.3.2). Der technische Anriss entspricht einer geschädigten Fläche von 2 % des Probenquerschnitts innerhalb der freien Messlänge. Diese Größe ist messtechnisch sicher erfassbar, besitzt allerdings keinen werkstoffphysikalischen Hintergrund.

Da der Anteil der makroskopischen Rissausbreitungsphase an der Gesamtlebensdauer von der aufgetragten Spannungsamplitude abhängt, ist die Messmethode in erster Linie bei hohen Spannungsamplituden im HCF- und im LCF-Bereich zu empfehlen.

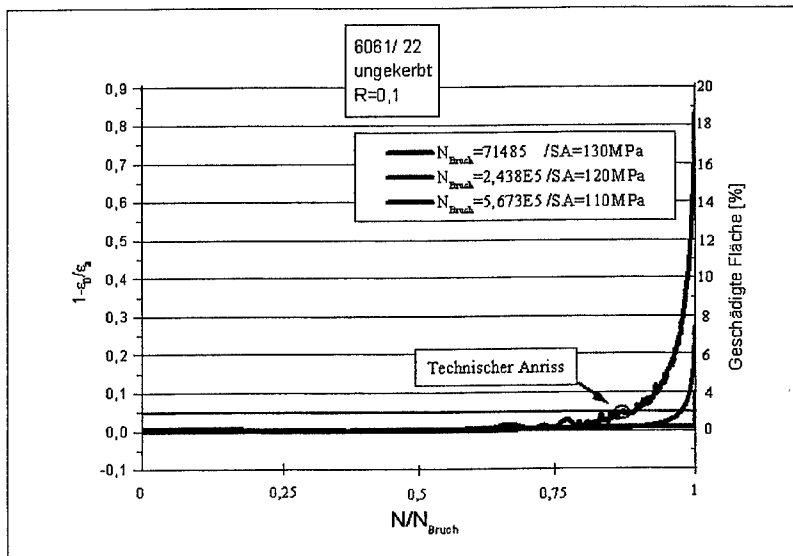


Abbildung 4: Normierte Dehnungsamplitude und geschädigte Fläche über der auf die Bruchlebensdauer normierten Schwingspielzahl

3.6.2.2 Potentialsondenverfahren

Bei den gekerbten Proben erfolgte die Bestimmung der Anrisslebensdauer neben der Messung der Probensteifigkeit (Compliance) über eine Gleichstrompotentialsonde. Mit Hilfe spezieller Abgriffe, die in einem definiertem Abstand von 10 mm an den symmetrisch zur Kerbe eingebrachten Umdrehungskernen angebracht wurden, war eine gleichzeitige Potential- und Compliance-Messung an einer Probe möglich.

Die Gleichstrompotentialsonden-Methode basiert auf dem Prinzip einer Veränderung des Probenwiderstandes bei Bildung eines Risses. Dazu wird mittels eines Konstanters ein konstant bleibender Gleichstrom durch die Probe geleitet. Bei der vorliegenden Probengeometrie waren Stromstärken bis zu 90 A bei einer Spannung von ca. 0,5 V erforderlich, um eine Potentialdifferenz an den Abgriffen von 0,4 bis 0,8 mV in Abhängigkeit der Risslänge zu erhalten. Die damit verbundene Erwärmung der Probe betrug weniger als 5° C. Die Messung wurde erst nach Erreichen der Betriebstemperatur der Prüfanlage begonnen. Somit wurden größere Temperaturgradienten durch die Erwärmung der hydraulischen Spannbacken über das Hydrauliköl und eine damit verbundene Beeinflussung des Spannungssignals minimiert. Der Spannungsabfall wurde mit einem Nanovoltmeter vom Typ 182 der Firma Keithley gemessen. Das Gerät wurde dabei über eine IEEE-Schnittstelle vom Steuerungsrechner der servohydraulischen Prüfanlage automatisch abgefragt. Die Empfindlichkeit der Methode hängt im wesentlichen von der Risslänge und dem Abgriffabstand statt. Der wesentliche Vorteil gegenüber optischen Verfahren besteht darin, dass die Spannungssignale einer geschädigten Fläche (Rissfläche) entsprechen. Damit können auch Anrisse unterhalb der Oberfläche erfasst werden. Das Gleichstrompotentialsondenmethode ist somit ein integrales Verfahren zur Anrisserkennung beziehungsweise Risslängenmessung.

In Abbildung 5 sind die normierte Dehnungsamplitude und die Potentialsondenwerte über der auf die Bruchschwingspielzahl normierten Lastspielzahl einer gekerbten Probe der Legierung 6061/22 aufgetragen.

Speziell im Bereich kleiner Risslängen besitzt die Gleichstrompotentialsondenmethode eine bessere Auflösung als die Compliance-Messung. Als sicheres Kriterium für das Vorhandensein eines Anrisses wurde wiederum eine prozentuale Schädigung der Querschnittsfläche von 2 % gewählt. Eine Trennung der Gesamtlebensdauer in Anrisslebensdauer und Rissausbreitungsphase ist bei niedrigeren Lastniveaus ($N > 5 \cdot 10^5$ Schwingspiele) nicht mehr möglich, da die makroskopische Rissausbreitungsphase nur noch einige hundert Schwingspiele umfasst.

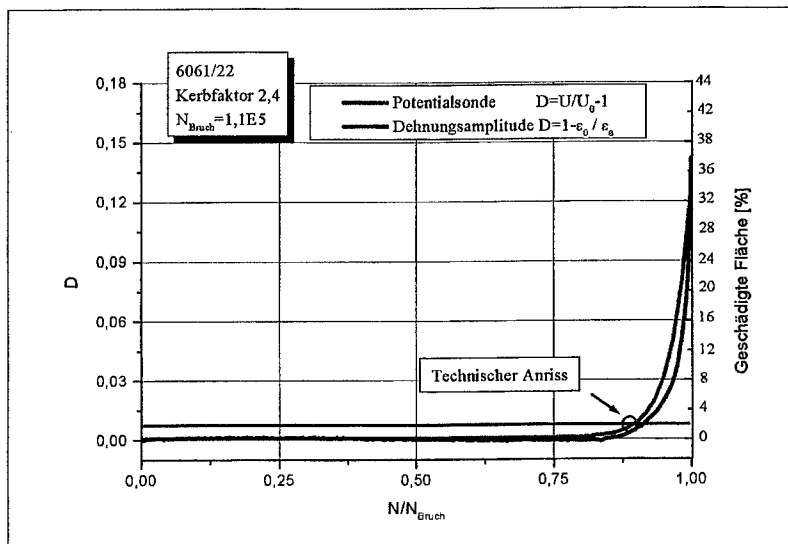


Abbildung 5: Compliance- und Potentialsondenmessung an einer gekerbten Probe der Legierung 6061/22

3.7 Prüfanlagen

Die Versuche unter quasistatischer Beanspruchung wurden an einer Zugprüfmaschine vom Typ 1484 der Firma Zwick und einem Längenänderungsaufnehmer vom Typ Multisens durchgeführt (Abbildung 6).

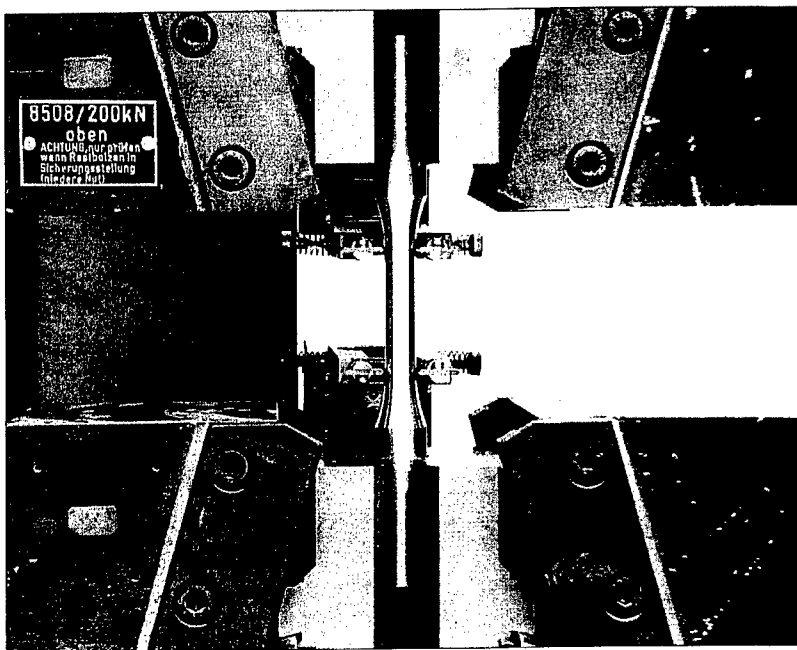


Abbildung 6: Zugprüfmaschine mit Längenänderungsaufnehmer

Die Ermüdungsversuche erfolgten an einer servohydraulischen Prüfanlage des Typs Hydropuls der Firma Schenck. Die zwei Prüfraumen waren mit Längszylindern PL63K und dazugehörigen Kraftaufnehmern Pm63Rn für eine maximale Nennkraft von 63 kN ausgerüstet. Die Prüfraumen werden mit Hilfe einer digitalen Mess- und Regelelektronik 8800 der Firma Instron angesteuert. Eine Vielkanaldatenerfassung ermöglicht eine direkte Verarbeitung von bis zu 8 analogen Eingängen im ± 10 V-Bereich. Zur Einspannung der Rundproben wurden hydraulische Spannzeuge mit Spanndruckregelung eingesetzt. Die Rissinitiierung erfolgte gleichmäßig

entlang des Probenumfangs bzw. im Probenvolumen, Biegemomente konnten ausgeschlossen werden. Zur Messung der Compliance sowie zum Abgriff der Potentialwerte wurden speziell angefertigte Aufnehmer verwendet (Abbildung 7). Alle Versuche wurden in Laborluft bei einer Raumtemperatur von 20° C und einer Luftfeuchtigkeit von 40 % rel. Feuchte durchgeführt.

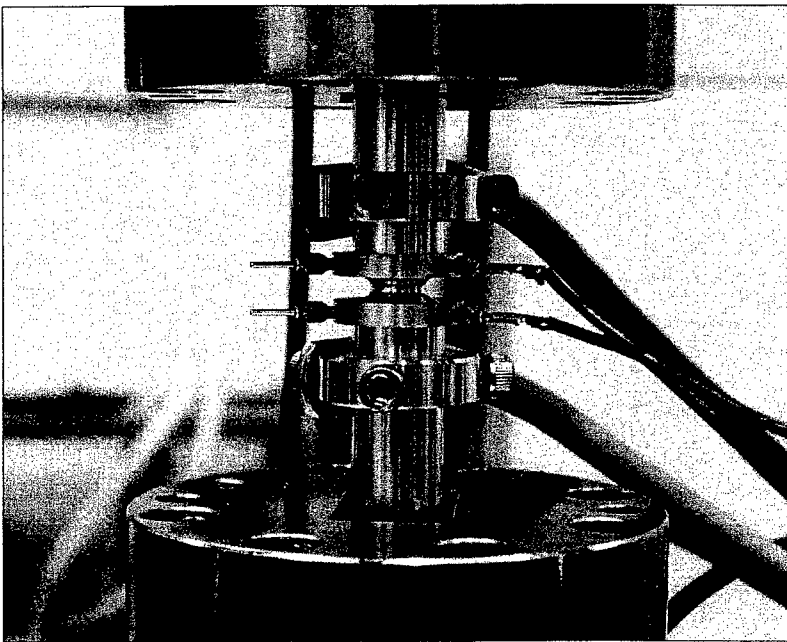


Abbildung 7: Probe mit Stromzuführung und Potentialsondenabgriffen

4. Versuchsergebnisse

4.1 Werkstoffcharakterisierung

4.1.1 Mikrostruktur

Mit Hilfe des digitalen Bildanalyse-Systems Digitrace konnte eine Vielzahl von Gefügeparametern zum Teil vollautomatisch erfasst werden.

Die partikelverstärkten Aluminiumlegierungen 6061/ Al_2O_3 weisen eine relativ heterogene Mikrostruktur insbesondere bezüglich der Verteilung, Form und Größe der keramischen Partikel auf. Abbildung 8 zeigt eine lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges der mit 22Vol.% verstärkten Legierung im Querschliff.

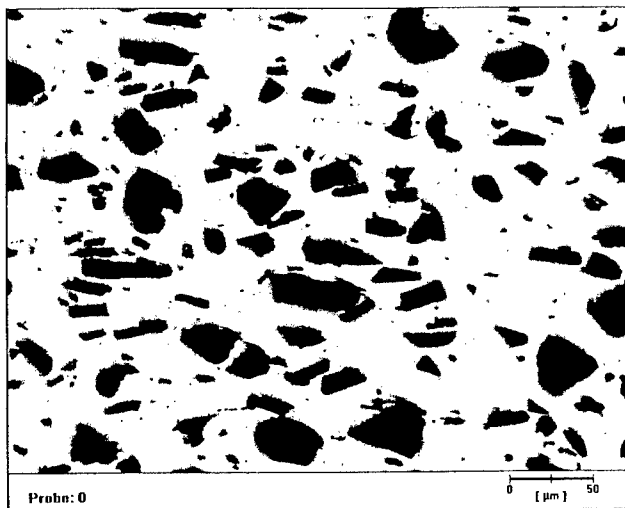


Abbildung 8: Mikrostruktur der Legierung 6061/22

4.1.1.1 Korngröße

Die Korngröße in der Aluminiummatrix ist ein wichtiger Parameter zur Beurteilung der Gefügeeigenschaften des Verbundwerkstoffes. Ausgewertet wurden die mittleren Korngrößen längs und quer zur Strangpressrichtung. Die an den verstärkten Legierungen ermittelten Werte wurden mit den Werten der unverstärkten Legierung verglichen. Die entsprechende Darstellung für die Messwerte aus Längs- und Querschliff liefert Abbildung 9.

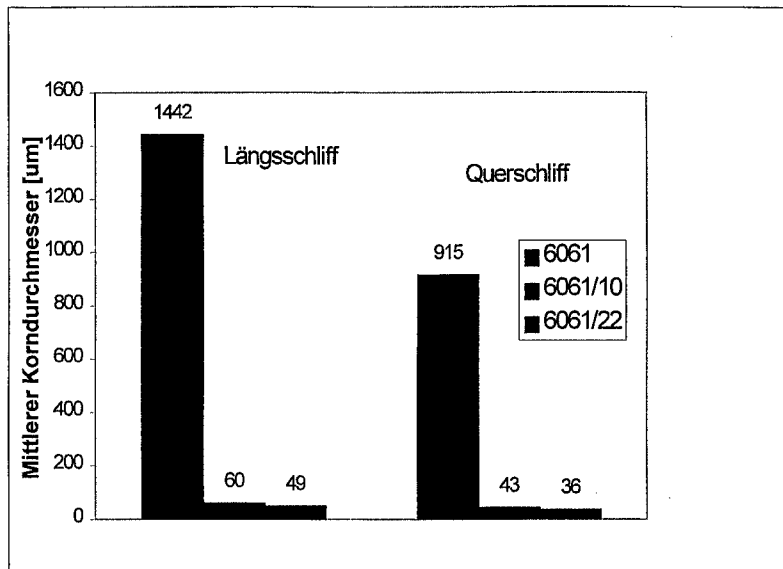


Abbildung 9: Mittlere Korngrößen der verstärkten und unverstärkten Legierung 6061 im Längs- und Querschliff

Der mittlere Korndurchmesser D aus Längs- und Querschliff sowie der Streckungsgrad der Körner, berechnet aus dem Verhältnis der mittleren Korndurchmesser von Längs- und Querschliff $D(l)/D(q)$ können der Tabelle 7 entnommen werden.

Legierung	6061	6061/10	6061/22
D(l) [μm]	1442	60	49
D(q) [μm]	915	43	36
D [μm]	1178,5	51,5	42,5
D(l)/D(q)	1,58	1,4	1,36

Tabelle 7: Mittlere Korndurchmesser und Streckungsgrad der verstärkten und unverstärkten Legierungen

Mit steigendem Partikelgehalt ist eine deutliche Reduktion der mittleren Korndurchmesser sowohl im Längs- als auch im Querschliff zu verzeichnen. Die Messwerte liegen für unverstärktes Al 6061 im Bereich von 276 und 2375 μm , für 10Vol.% verstärktes Al 6061 im Bereich von 40 bis 78 μm . Die Messungen an 6061/22 umfassen Werte von 35 bis 52 μm . Die große Streuung beim unverstärkten Material ist auf die großen Unterschiede bei der Korngröße zwischen Probenrand und Probenmitte zurückzuführen. Die Messwerte am Rand des zylindrischen Rundmaterials waren um den Faktor zwei bis drei kleiner als im Inneren der Probe. Ursache hierfür ist, dass der Verformungsgrad im Randbereich des strangepressten Rundmaterials deutlich größer ist als im Probeninnern. Dies hat direkte Auswirkung auf die Größe der sich bildenden Körner während der Rekristallisation. Dieser Effekt ist bei dem partikelverstärkten Material von untergeordneter Bedeutung. Die kleinere Korngröße in den Verbundwerkstoffen liefert einen weiteren Beitrag zur Erhöhung der Streckgrenze [44,45].

Die Körner sind durch den Herstellungsprozess deutlich in Strangpressrichtung gestreckt. Der größte Streckungsgrad ergibt sich beim unverstärkten Material mit einem Wert von 1,58. Die Werte für die verstärkten Legierungen liegen mit Streckungsgraden von 1,4 und 1,36 etwas darunter. Das Gefüge besitzt somit eine eindeutige Vorzugsorientierung.

4.1.1.2 Partikelverteilung und Partikelflächenanteil

Zur Bestimmung des Partikelflächenanteils und zur Untersuchung der Partikelverteilung wurden von beiden verstärkten Werkstoffen sowohl Längs- als auch Querschliffe angefertigt und ausgewertet. Die Abbildungen zeigen Aufnahmen eines Längsschliffes der Legierung 6061/10. Deutlich zu erkennen ist eine relativ inhomogene Verteilung der Partikel sowie die Ausbildung einer Zeilenstruktur (Abbildung 10). Daraus ergeben sich größere partikelfreie Bereiche mit einer Länge von mehreren Millimetern (Abbildung 11).

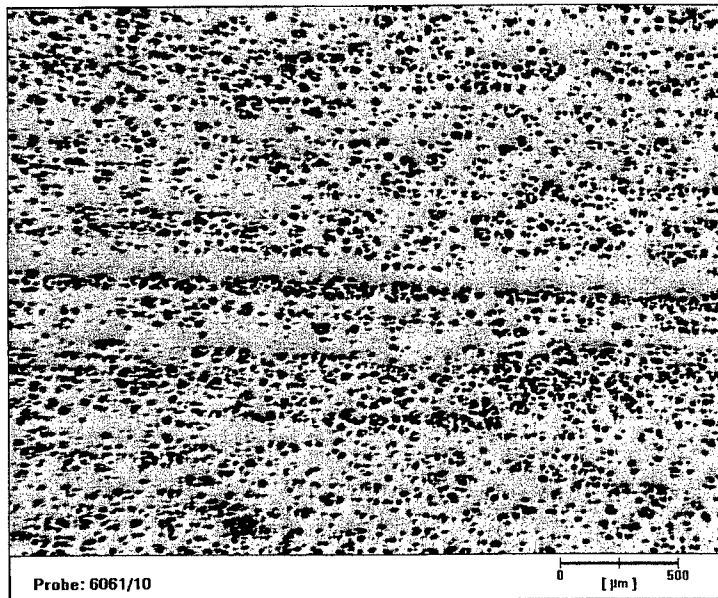


Abbildung 10: Zeilenstruktur in 6061/10

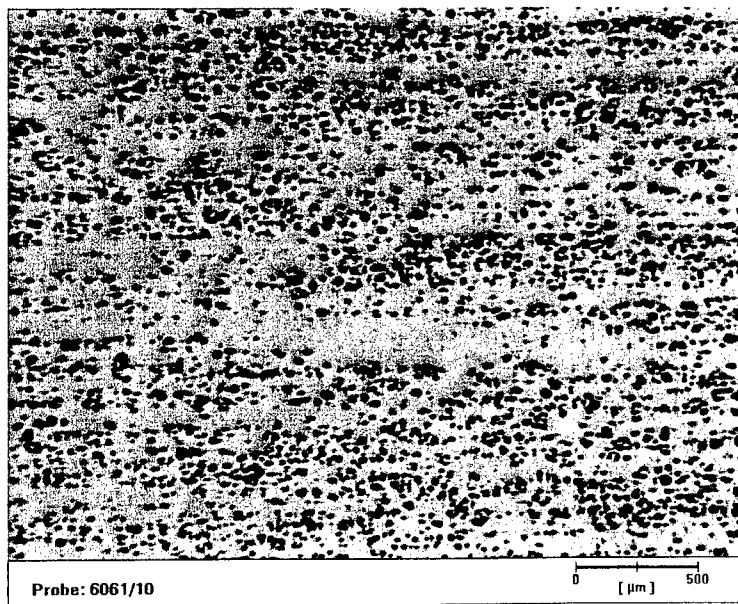


Abbildung 11: Partikelfreie Bereiche in 6061/10

Zur Bestimmung der Häufigkeitsverteilung des gemessenen Partikelflächenanteils in Abhängigkeit des Verstärkungsgrades und der Orientierung der Probe ((L)ängs- bzw. (Q)uerschliff) musste eine Klassifizierung der Messwerte vorgenommen werden. Die Klassenbreite beträgt 1,5 %. Die resultierende relative Klassenhäufigkeit ist in Abbildung 12 dargestellt.

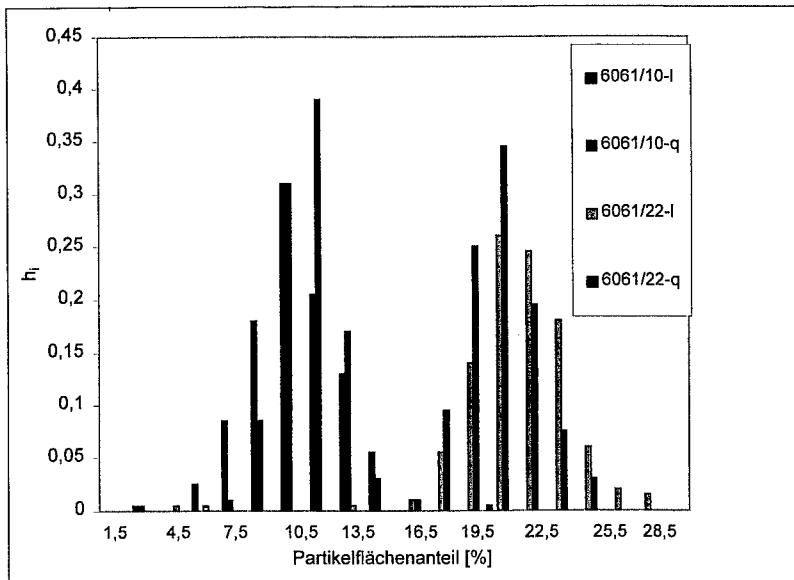


Abbildung 12: Relative Klassenhäufigkeitsverteilung des Partikelflächenanteils

Die Querschliffproben weisen eine schärfere Häufigkeitsverteilung des Partikelflächenanteils auf als die Längsschliffproben. Es lässt sich zeigen, dass die Verteilung des Partikelflächenanteils beider Komposite unabhängig von der untersuchten Schliffebene einer Normalverteilung gehorcht. In Abbildung 13 ist exemplarisch ein Normalverteilungsnetz für den Partikelflächenanteil der Legierung 6061/10 im Längsschliff dargestellt. Zur Korrelation der Messwerte mit deren Auftretswahrscheinlichkeit wurde der Schätzer nach Blom

$$P_i = \frac{i - \frac{3}{8}}{j + \frac{1}{4}} \quad (34)$$

herangezogen. Dabei steht i für den Rang und j für die Anzahl der Messwerte.

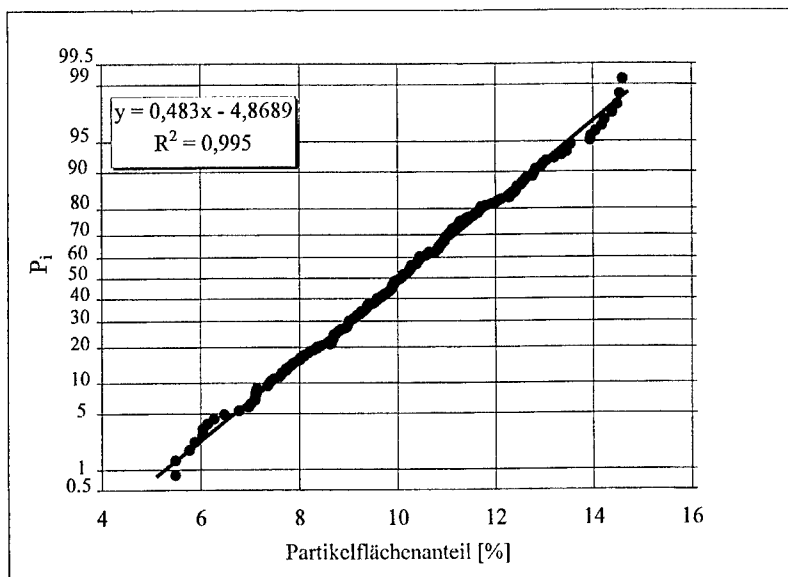


Abbildung 13: Normalverteilungsnetz für den Partikelflächenanteil der Legierung 6061/10 (Längsschliff)

Anhand der Häufigkeitsverteilung wurden die entsprechenden Mittelwerte sowie die dazugehörige Standardabweichung bestimmt, aufgeführt in Tabelle 8.

Material	Mittelwert	Standardabweichung
6061/10 -längs	10,09	2,24
6061/10 -quer	10,81	1,53
6061/22 -längs	21,09	2,8
6061/22 -quer	20,19	1,79

Tabelle 8: Mittelwert und Standardabweichung des Partikelflächenanteils

Die Mittelwerte der Partikelflächenanteile liegen nahe beim Nominalwert der Composite von 10 bzw. 22 % Partikelvolumenanteil.

Die entsprechenden Verteilungsdichtefunktionen der Normalverteilung können über die Beziehung

$$f(x) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(x-\mu)^2}{2\sigma^2}} \quad (35)$$

analytisch beschrieben werden (Abbildung 14). Dabei stellt $f(x)$ die Verteilungsdichte, μ den Mittelwert und σ die Standardabweichung dar.

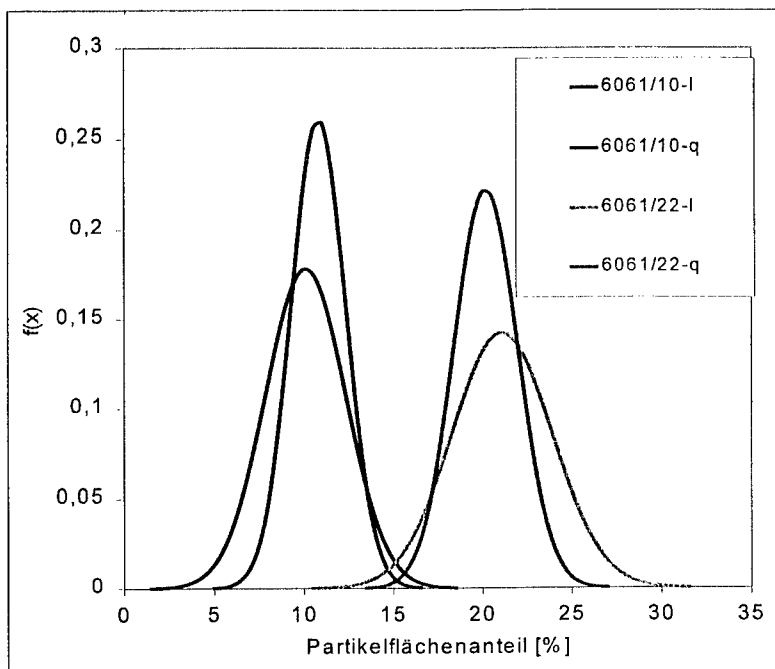


Abbildung 14 : Verteilungsdichtefunktion der Normalverteilung des Partikelflächenanteils

Die bereits beschriebene Ausrichtung der Partikel in Strangpressrichtung äußert sich in einer etwas breiteren Verteilung des Partikelflächenanteils im Längsschliff, da sich hier die zeilenförmigen partikelfreien Bereiche auf die Streuung der Messgröße auswirken.

Durch Integration der Verteilungsdichte können die Verteilungsfunktionen der Partikelflächenanteile nach der Formel

$$F(x) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^x e^{-\frac{(x-\mu)^2}{2\sigma^2}} dx \quad (36)$$

bestimmt werden.

Die Abbildung 15 zeigt die Summenhäufigkeitskurven des auf den Mittelwert

normierten Partikelflächenanteils in Abhängigkeit der Schliffrichtung und des Verstärkungsgrades.

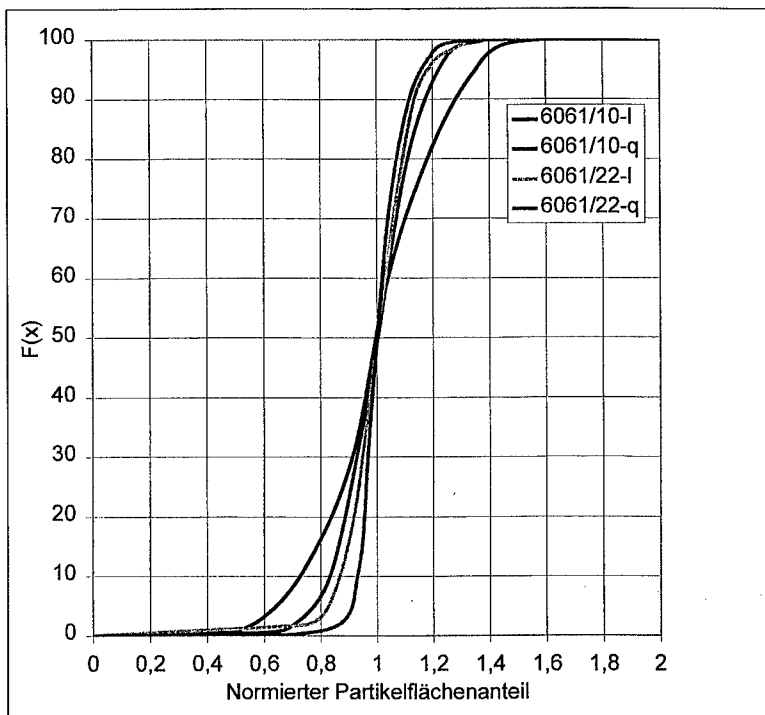


Abbildung 15: Summenhäufigkeitskurven für den normierten Partikelflächenanteil

Die Summenhäufigkeitskurven der Legierung 6061/22 besitzen eine größere Steigung und damit eine geringere relative Standardabweichung. Diese Legierung zeigt damit ein, relativ betrachtet, günstigeres Verhalten bezüglich der Streuung des Partikelflächenanteils als die Legierung 6061/10.

4.1.1.3 Partikelparameter

Um detaillierte Aussagen über die Form und Größenverteilung der Partikel zu erhalten, wurden einige Partikelparameter mit Hilfe des digitalen Bildanalysestystems erfasst und statistisch ausgewertet.

Betrachtet wurden hierbei der minimaler und maximaler Durchmesser (D_{\min} und D_{\max}) sowie der Feret X und der Feret Y der Partikel. Der Feret Y stellt dabei die maximale Ausdehnung der Partikel senkrecht zur Strangpress- bzw. Beanspruchungsrichtung dar. Die Abbildungen 16-19 zeigen die relative Klassenhäufigkeitsverteilung der Partikelparameter in Abhängigkeit der Schliffrichtung und des Verstärkungsgrades der Composite.

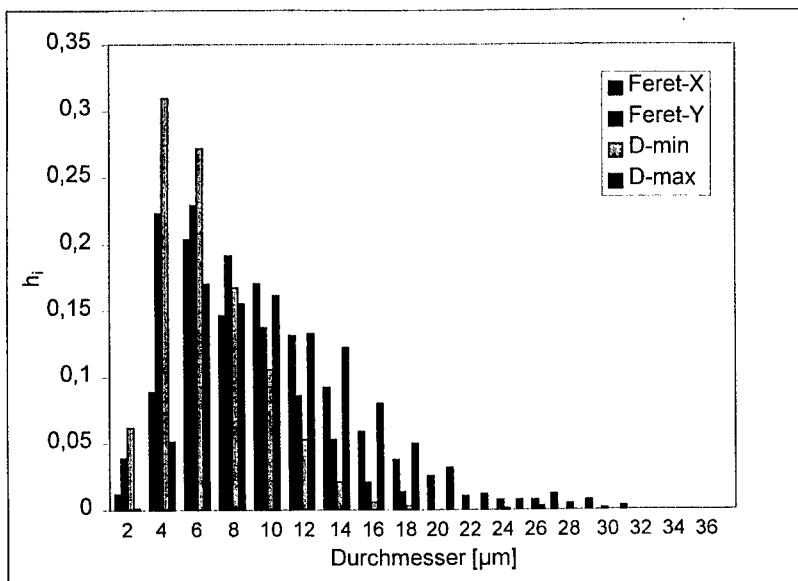


Abbildung 16: Relative Klassenhäufigkeit der Partikelparameter der Legierung 6061/10 (Längsschliff)

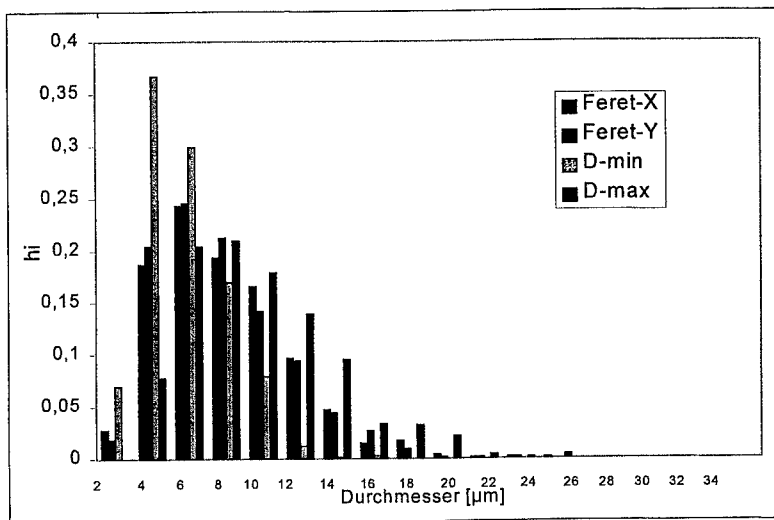


Abbildung 17: Relative Klassenhäufigkeit der Partikelparameter der Legierung 6061/10 (Querschliiff)

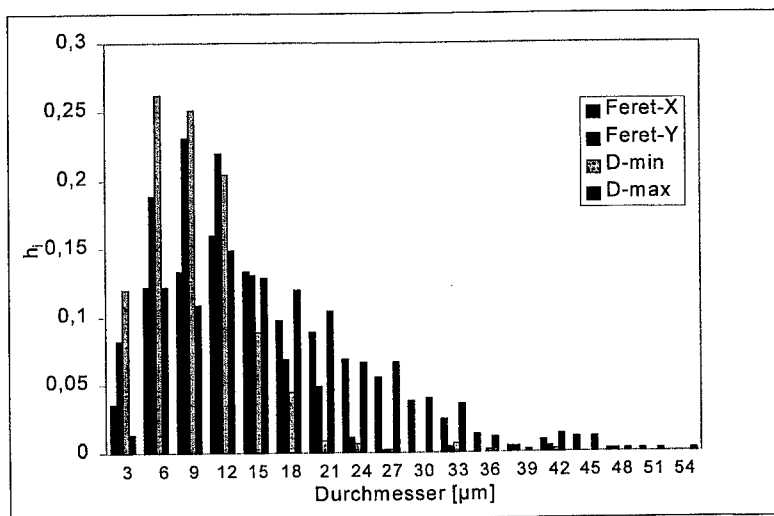


Abbildung 18: Relative Klassenhäufigkeit der Partikelparameter der Legierung 6061/22 (Längsschliiff)

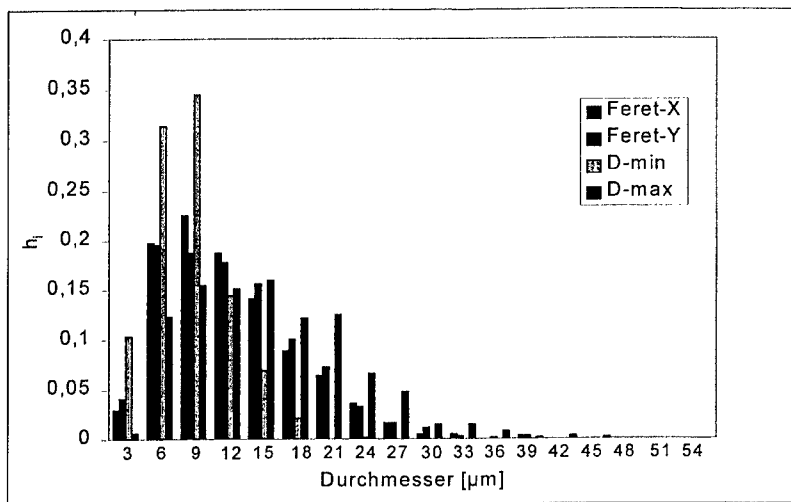


Abbildung 19: Relative Klassenhäufigkeit der Partikelparameter der Legierung 6061/22 (Querschliff)

Im Gegensatz zur Verteilung des Partikelflächenanteils lassen die dargestellten Häufigkeitsverteilungen nicht zwingend auf eine Normalverteilung der Partikelparameter schließen. Aus diesem Grund wurden die Messwerte mit Hilfe von Schätzern in Wahrscheinlichkeitsnetze übertragen. Dabei wurden folgende Schätzer verwendet:

- $P_i = \frac{2i-1}{2j}$ für die Weibullverteilung. (37)

- $P_i = \frac{i - \frac{3}{8}}{j + \frac{1}{4}}$ (Blom) für die Normalverteilung. (34)

- $P_i = \frac{i - 1/3}{j + 1/3}$ (Tukcy) für die logarithmische Normalverteilung. (38)

Dabei steht i für den Rang und j für die Anzahl der Messwerte. Die Anpassung der Geraden im Wahrscheinlichkeitsnetz mit der Kleinstfehlerquadrat-Methode ergibt die in Tabelle 9 aufgeführten Bestimmtheitsmaße.

Material	Parameter	Verteilung		
		Weibull	Normalvert.	Log-Normal
6061/10 längs	d-min	0,95	0,93	0,99
	d-max	0,96	0,94	0,99
	Feret-X	0,96	0,93	0,99
	Feret-Y	0,95	0,92	0,99
6061/22 längs	d-min	0,96	0,85	0,98
	d-max	0,97	0,94	0,97
	Feret-X	0,97	0,93	0,97
	Feret-Y	0,96	0,86	0,98
6061/10 quer	d-min	0,94	0,94	0,99
	d-max	0,96	0,95	0,99
	Feret-X	0,95	0,93	0,99
	Feret-Y	0,95	0,94	0,99
6061/22 quer	d-min	0,97	0,96	0,98
	d-max	0,96	0,95	0,98
	Feret-X	0,96	0,93	0,99
	Feret-Y	0,96	0,94	0,98

Tabelle 9: Bestimmtheitsmaße R^2 der Partikelparameter

Wie die Ergebnisse zeigen, werden die Partikelparameter unabhängig von der untersuchten Schliffebene und dem Verstärkungsgrad der Komposite am besten mit Hilfe der logarithmischen Normalverteilung beschrieben. Damit lassen sich die Verteilungsdichtefunktionen über die Beziehung

$$f(x) = \frac{1}{\sigma \cdot \sqrt{2\pi} \cdot (x - x_0)} \cdot \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\ln(x - x_0) - \mu}{\sigma} \right)^2 \right] \quad (39)$$

für $x > x_0$ bestimmen. Durch $f(x)$ wird die Verteilungsdichte angegeben, dabei ist x_0 der Minimalwert der Messwerte. Der Mittelwert μ und die Standardabweichung σ wurden für $y = \ln(x - x_0)$ berechnet. In den Abbildungen 20-23 sind die Dichtefunktionen der logarithmischen Normalverteilung der Partikelparameter in Abhängigkeit der Schliffrichtung und des Verstärkungsgrades dargestellt. Die in der Literatur üblicherweise angegebenen Mittelwerte und Standardabweichungen der einzelnen Messgrößen können Tabelle 10 entnommen werden.

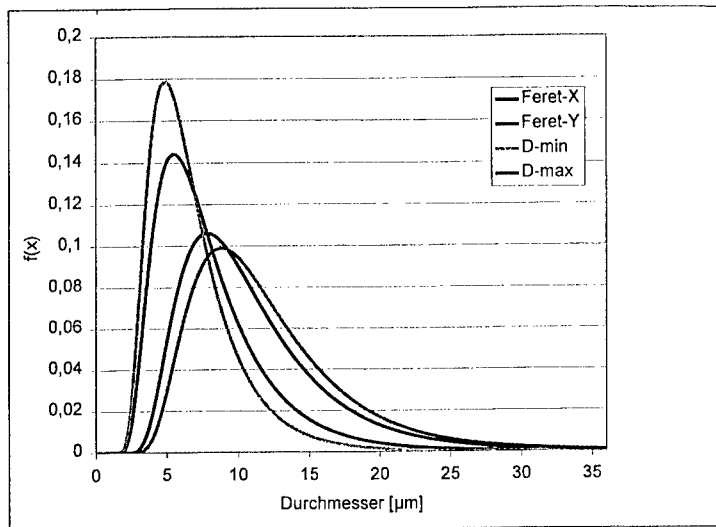


Abbildung 20: Verteilungsdichtefunktionen der logarithmischen Normalverteilung der Partikelparameter der Legierung 6061/10 (Längsschliff)

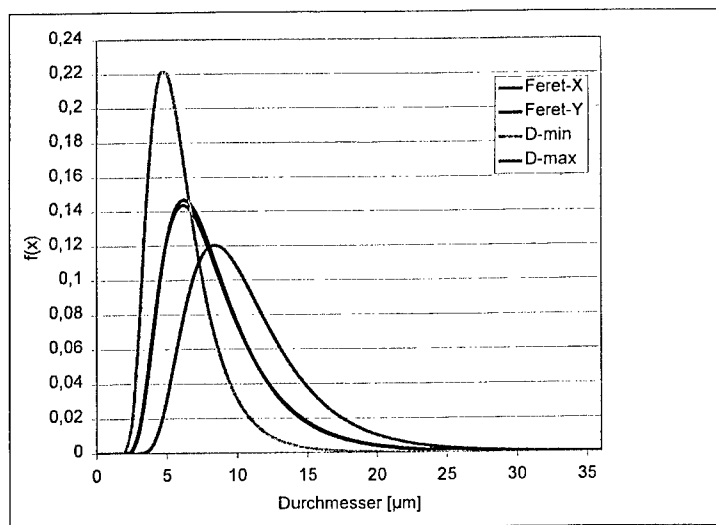


Abbildung 21: Verteilungsdichtefunktionen der logarithmischen Normalverteilung der Partikelparameter der Legierung 6061/10 (Querschliff)

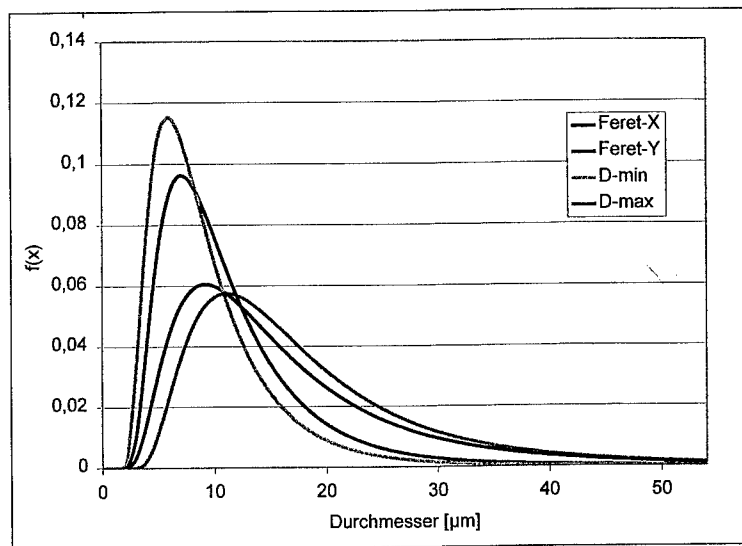


Abbildung 22: Verteilungsdichtefunktionen der logarithmischen Normalverteilung der Partikelparameter der Legierung 6061/22 (Längsschliff)

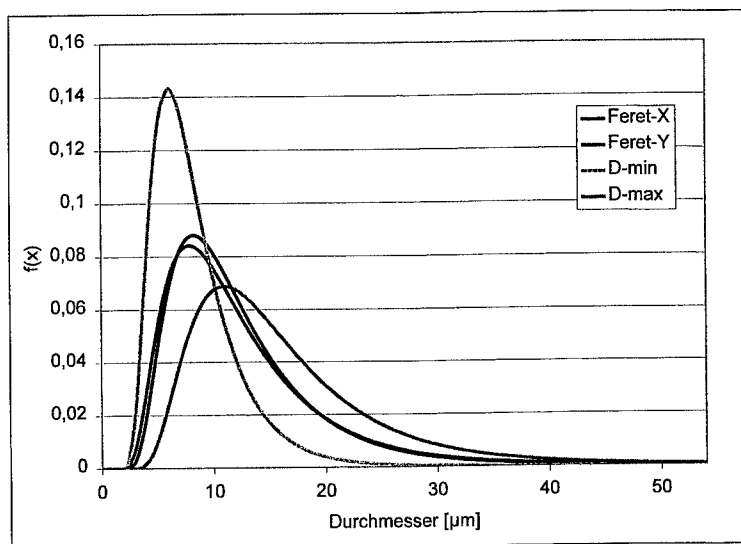


Abbildung 23: Verteilungsdichtefunktionen der logarithmischen Normalverteilung der Partikelparameter der Legierung 6061/22 (Querschliff)

Material	Parameter	Mittelwert	Standardabweichung
6061/10 längs	d-min	5,52	2,87
	d-max	10,23	5,02
	Feret-X	9,30	4,83
	Feret-Y	6,71	3,61
6061/22 längs	d-min	8,07	4,98
	d-max	16,01	9,20
	Feret-X	14,97	9,06
	Feret-Y	9,70	5,93
6061/10 quer	d-min	4,75	2,17
	d-max	8,76	4,00
	Feret-X	6,97	3,54
	Feret-Y	6,91	3,40
6061/22 quer	d-min	7,01	3,32
	d-max	14,05	7,13
	Feret-X	10,88	5,94
	Feret-Y	11,16	6,21

Tabelle 10: Mittelwerte und Standardabweichung der Partikelparameter

Vergleicht man die Dichtefunktionen der logarithmischen Normalverteilung des minimalen und maximalen Partikeldurchmessers, ist bei beiden Verstärkungsgraden und beiden Schliffrichtungen eine breitere Verteilung des D_{\max} zu beobachten. Desweiteren ist deutlich erkennbar, dass sich die Dichtefunktionen des Feret Y und des Feret X im Querschliff unabhängig vom Verstärkungsgrad annähernd decken. Im Längsschliff hingegen orientiert sich die Dichtefunktion des Feret X an der Kurve des D_{\max} und die Dichtefunktion des Feret Y an der Kurve des D_{\min} . Dies ist ein eindeutiger statistischer Beleg für die bereits zuvor durch lichtmikroskopische Untersuchungen festgestellte Ausrichtung der Partikel in Strangpressrichtung. Die Partikelgrößen unterscheiden sich je nach Verstärkungsgrads des Materials. Die Partikel im 10% verstärkten Material sind kleiner als im 22 % verstärkten Material (siehe Tabelle 10 sowie [36]). Betrachtet man die relative Häufigkeitsverteilung der Winkel zwischen dem maximalen Durchmesser der Partikel und der Strangpressrichtung, ist bei den Längsschliffproben ein starker Einbruch bei 90° festzustellen. Dieser ist bei den Querschliffproben nur gering ausgeprägt. (Abbildung 24).

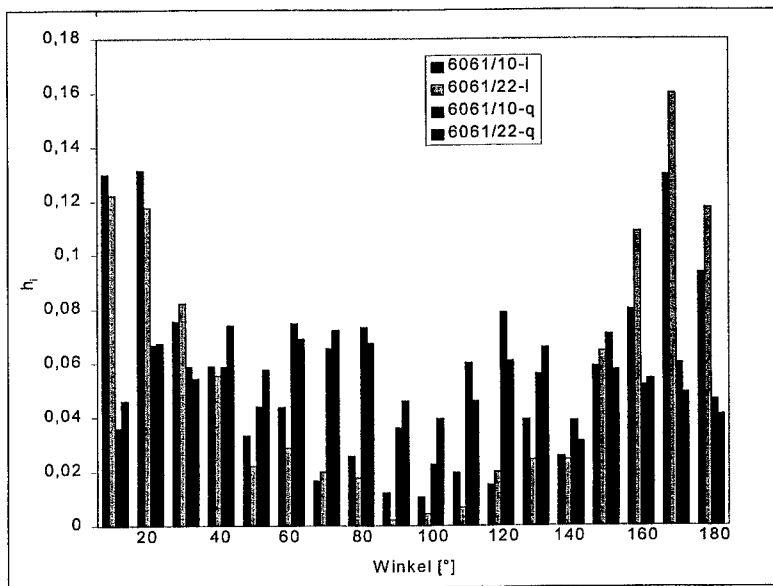


Abbildung 24: Relative Häufigkeitsverteilung der Winkel zwischen D_{\max} und der Strangpressrichtung für Längs- und Querschliff

4.1.1.4 Defekte und Fehlstellen

Im Rahmen der lichtmikroskopischen Untersuchungen zur Werkstoffcharakterisierung wurden unterschiedliche Defektsorten gefunden (Kapitel 3.4.2). Dabei handelt es sich um ungewöhnlich große Partikel ($> 50 \mu\text{m}$), Partikelagglomerationen, nichtmetallische Einschlüsse und Lunker. Diese Defekte wirken, wie noch gezeigt wird, rissauslösend unter Ermüdungsbeanspruchung (vergleiche Kapitel 4.3.2). Die nachweisbar rissauslösenden Defekte werden im folgenden als *Fehlstellen* bezeichnet. Im Falle von schwingend beanspruchten Proben handelt es sich dabei in über 90 % aller Fälle um Agglomerationen von Partikeln. Der Ermüdungsbruch wurde nur in Einzelfällen durch große Partikel und Lunker initiiert.

Eine bevorzugte örtliche Lage der Fehlstellen konnte nicht festgestellt werden, d.h. sie waren sowohl in Oberflächennähe als auch im Zentrum des

stranggepressten Stangenmaterials zu finden. Hinsichtlich der Form der Fehlstellen zeigen sich Unterschiede zwischen der Längs- und der Querschliffrichtung. Während insbesondere die Agglomerationen im Querschliff meist eine näherungsweise kreisförmige Form aufweisen, zeigen sie im Längsschliff eine zylinderähnliche Form. Diese Ausrichtung hat ihre Ursache im Herstellungsprozess des Materials, dem Strangpressen. Kugelförmige Defekte im Pressbolzen werden während des Strangpressens zu zylindrischen Formen gestreckt. Die Größe der beobachteten Fehlstellen variiert dabei stark.

Die Abbildungen 25 bis 29 zeigen ausgewählte, repräsentative Fehlstellen, welche rissauslösend sein können.

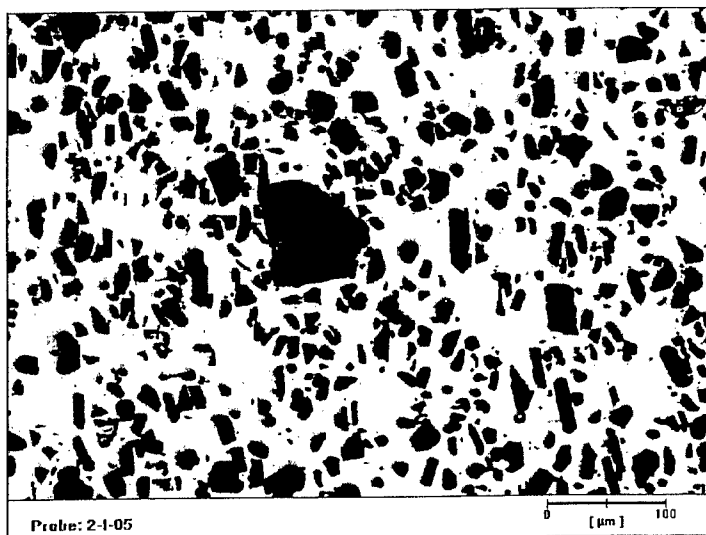


Abbildung 25: Großer Partikel in 6061/22 (Querschliff), (< 5 % aller Fälle)

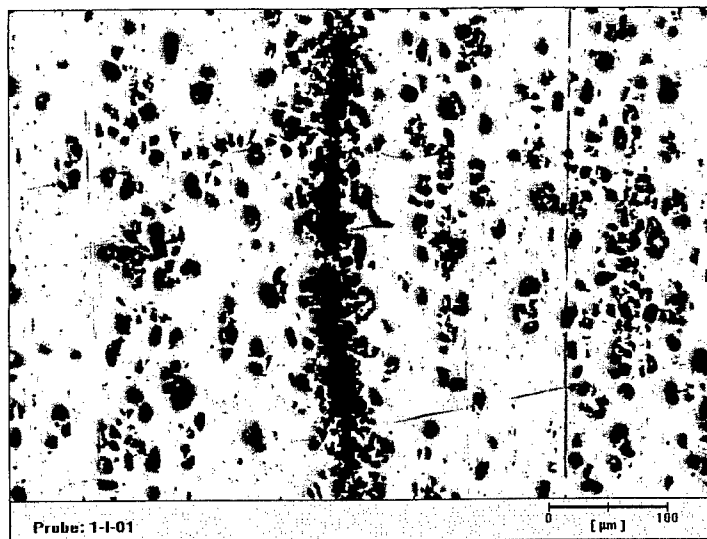


Abbildung 26: Zeilenförmiges Agglomerat in 6061/10 (Längsschliff), Gesamtlänge 1500 μm , (> 90 % aller Fälle)

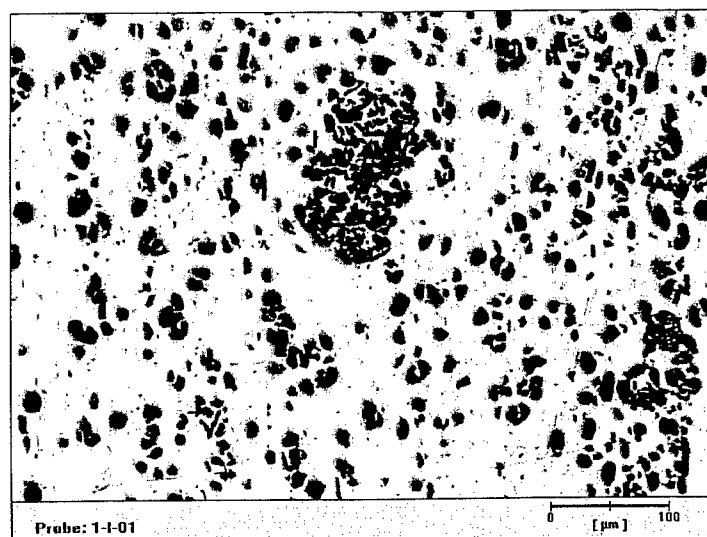


Abbildung 27: Kreisförmiges Agglomerat in 6061/10 (Querschliff)

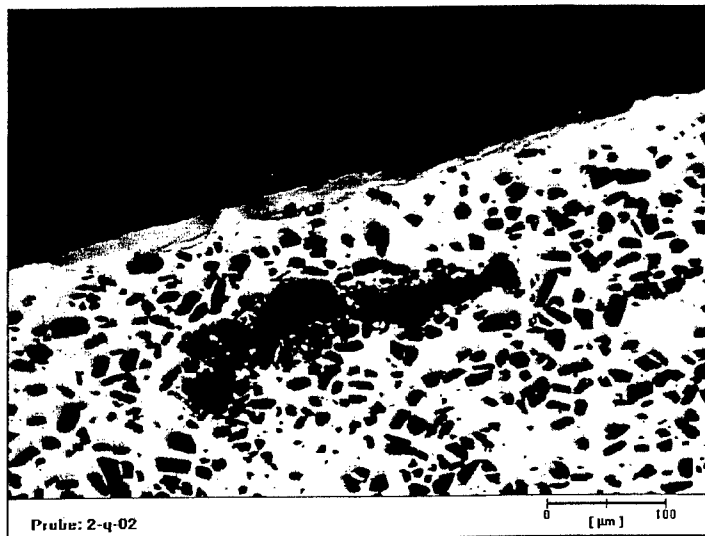


Abbildung 28: Längliches Agglomerat in 6061/22 (Querschliff)

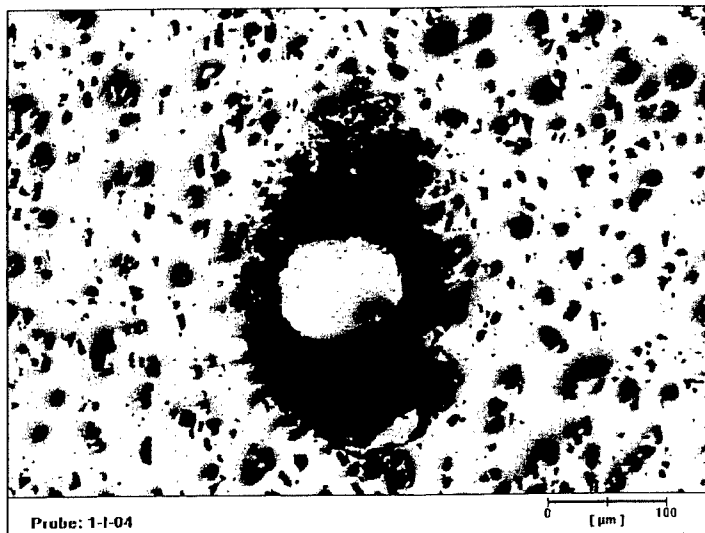


Abbildung 29: Lunker in 6061/10 (Längsschliff), (<5 % aller Fälle)

Der maximale Durchmesser der Fehlstellen im Querschliff wurde in Abhängigkeit des Verstärkungsgrades der Composite statistisch ausgewertet.

Insgesamt wurden auf einer Gesamtfläche von 6900 mm² 4186 Fehlstellen gefunden. Ihre Form ist in der überwiegenden Anzahl der Fälle annähernd kreisförmig. Die Abbildungen 30 und 31 zeigen die relative Häufigkeitsverteilung der maximalen Fehlstellendurchmesser beider Legierungen. Die Klassenbreite beträgt 50 µm.

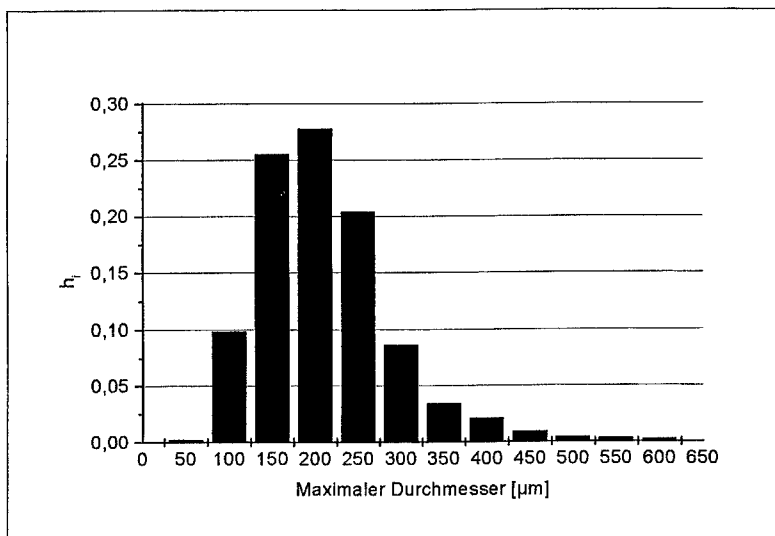


Abbildung 30: Relative Häufigkeitsverteilung des maximalen Fehlstellendurchmessers der Legierung 6061/10 im Querschliff

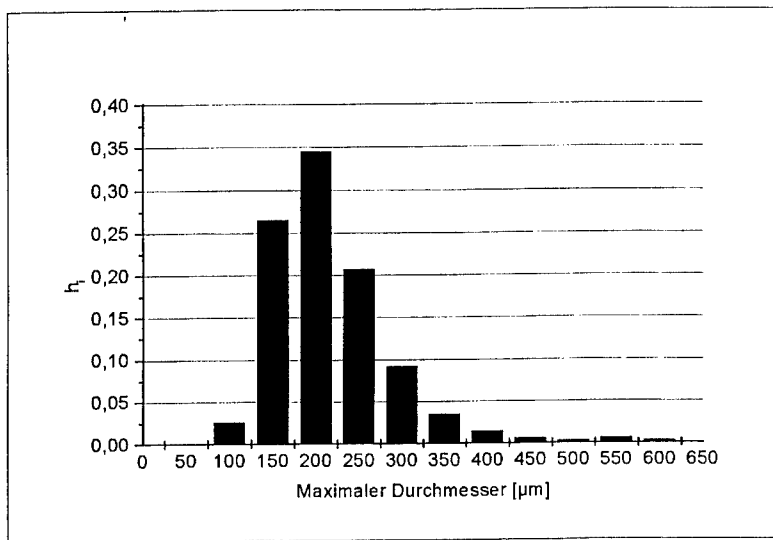


Abbildung 31: Relative Häufigkeitsverteilung des maximalen Fehlstellendurchmessers der Legierung 6061/22 im Querschliff

Die Auswertung ergibt, dass der maximale Durchmesser der Fehlstellen im Querschliff zwischen 50 und 600 μm liegt. Die größte Anzahl der Fehlstellen besitzt einen Durchmesser von 150 bis 200 μm . In Tabelle 11 ist der Mittelwert und die Standardabweichung des maximalen Fehlstellendurchmessers in Abhängigkeit des Verstärkungsgrades aufgeführt.

Material	Mittelwert des maximalen Fehlstellendurchmessers [μm]	Standardabweichung [μm]
6061/10	183	72
6061/22	191	74

Tabelle 11: Mittelwert und Standardabweichung des maximalen Fehlstellendurchmessers

Der mittlere Fehlstellendurchmesser im Querschliff ist bei beiden Verstärkungsgraden annähernd identisch. Die relativ große Streuung der

Messwerte wird durch die hohe Standardabweichung repräsentiert. Bei der stichprobenartigen Auswertung von Längsschliffen beider Legierungen traten Fehlstellenlängen bis zu 1500 µm auf.

Der prozentuale Flächenanteil der Fehlstellen F_{Fehl} im Querschliff ergibt sich aus dem Verhältnis der Fehlstellenfläche A_{Fehl} und der untersuchten Probenfläche A_{Probe} zu:

$$F_{\text{Fehl}} = 100 * \frac{A_{\text{Fehl}}}{A_{\text{Probe}}} \quad (40)$$

Im digitalen Bildanalyzesystem wurde die Fehlstellenfläche in erster Näherung als Kreisfläche berechnet. Bei groben Abweichungen von der Kreisform musste die Fehlstellenfläche im digitalen Bildanalyzesystem manuell durch Polygonzüge angenähert und ausgewertet werden (vergleiche Abbildung 28). Daraus ergaben sich folgende Flächenanteile für die jeweilige Legierung:

Material	Mittlere Fehlstellenfläche A_F einer Fehlstelle [mm ²]	Fehlstellenflächenanteil F_F [%]
6061/10	0,11	0,63
6061/22	0,12	0,87

Tabelle 12: Mittlere Fehlstellenfläche und Fehlstellenflächenanteil

Der Fehlstellenflächenanteil der Legierung 6061/22 ist damit höher als bei der Legierung 6061/10.

4.1.2 Härtemessungen im Wärmebehandlungszustand T0

Die Mikrohärte der Matrix wurde im Ausgangszustand T0 des Materials in Abhängigkeit des Verstärkungsgrades sowie der untersuchten Schliffebene ((L)ängs- und (Q)uerschliff) durch Vickers-Härtemessungen bestimmt. Die Ergebnisse bei einer Prüflast von 50 Pond (490 mN) sind in der Tabelle 13 dargestellt. Zusätzlich ist die jeweilige Standardabweichung (SAW) der Messwerte aufgeführt.

Prüflast	6061	6061	6061/10	6061/10	6061/22	6061/22
50 Pond	(L)	(Q)	(L)	(Q)	(L)	(Q)
HV	55,3	56,4	61,1	62,3	63,2	66,1
SAW	2,4	2,19	1,76	3,1	5,94	5,53

Tabelle 13: Härtewerte [HV] bei 50 Pond Prüfbelastung

Für das unverstärkte Material ergab sich ein durchschnittlicher Härtewert von 55,8 HV. Die Härtewerte streuten nur wenig, die Standardabweichung liegt bei ca. 2 HV. Der mittlere Härtewert der 10 % verstärkten Legierung liegt mit 61,7 HV um ca. 10 % über dem Messwert der unverstärkten Legierung. Die mit 22 % Al_2O_3 -Partikeln verstärkten Proben erweisen sich mit durchschnittlich 64,6 HV um ca. 3 HV härter als das mit 10 % Al_2O_3 -Partikeln verstärkte Material. Hier war mit bis zu 6 HV auch die größte Standardabweichung festzustellen. Die größere Standardabweichung der Messwerte bei zunehmendem Partikelgehalt lässt sich auf die Zunahme von Partikelberührungen durch den Indenter erklären. Die Eindrucktiefe liegt bei dieser Prüflast im Bereich der mittleren Partikelabstände. Mit zunehmendem Partikelgehalt wird es immer schwieriger, ausschließlich die Härte des Matrixmaterials zu bestimmen. Die geringfügig höheren Härtewerte der verstärkten Legierungen gegenüber der unverstärkten Legierung lassen sich

durch das Vorhandensein von inneren Spannungen im Verbundwerkstoff aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Partikeln und Matrix begründen [46]. Diese können während der Abkühlungsphase des Werkstoffes bereits zu lokalen Plastifizierungen in der Matrix (siehe auch Kapitel 5.2) und damit zu einer Erhöhung der Versetzungsdichte führen [45]. Einen weiteren nicht zu vernachlässigenden Beitrag bildet die erwähnte gefügebedingte Streuung der Messwerte durch Prüfeindrücke in unmittelbarer Nähe von Partikeln. Diese sind kaum zu vermeiden, da die Partikelanordnung unterhalb der Oberfläche nicht erkennbar ist.

Die Härteunterschiede zwischen Längs- und Querschliff sind dagegen zu vernachlässigen.

Um einen Überblick über die Prüflastabhängigkeit der Messwerte zu gewinnen, wurden an den verstärkten Legierungen zusätzliche Untersuchungen mit einer Prüflast von 25 Pond (245 mN) durchgeführt. In Tabelle 14 sind die entsprechenden Messwerte dargestellt.

Prüflast	6061/10	6061/10	6061/22	6061/22
25 Pond	(L)	(Q)	(L)	(Q)
HV	61,6	61,4	62,0	65,2
SAW	3,51	3,52	8,12	7,61

Tabelle 14: Härtewerte [HV] bei 25 Pond Prüflast

Die Messwerte der Legierung 6061/10 liegen wie bei einer Prüflast von 50 Pond im Bereich von ca. 62 HV. Die Streuung der Werte liegt allerdings mit einer Standardabweichung von 3,5 HV höher als bei den Vergleichswerten mit einer Prüflast von 50 Pond. Der Härtemittelwert der Legierung 6061/22 liegt mit 63,8 HV um ca. 1HV niedriger als bei den Vergleichsmessungen.

Die Streuung der Messwerte ist bei einer mittleren Standardabweichung von 7 bis 9 HV größer als bei den Vergleichswerten (50 Pond). Dies kann darauf zurückgeführt werden, dass bei einer geringeren Prüflast und damit geringerer Größe des resultierenden Härteeindrucks sich die gefügebedingte Streuung der Messwerte prozentual stärker auswirkt. Durch die geringere Eindruckgröße können einzelne Messungen auf den Partikel bzw. die Matrix beschränkt bleiben.

Ein weiterer Grund für die Streuung ist, dass sich die Härteeindrücke manchmal in einem Korn, manchmal aber auch an Korngrenzen zu finden waren (siehe Abbildungen 32 und 33). Bei den Messungen innerhalb des Korns ergeben sich annähernd gleiche Diagonallängen, im Bereich der Korngrenzen kommt es zu einer Verzerrung des Härteeindrucks. Daraus können sich Unterschiede in den gemessenen Härtewerten ergeben. Desweiteren bestand auch bei einer Prüflast von 25 Pond neben der direkten Berührung von Al_2O_3 -Partikeln die Möglichkeit, dass Partikel direkt unterhalb der Messoberfläche lagen und sich damit im Einflussbereich des Prüfkörpers befanden.

Die Ergebnisse zeigen eine geringe Abhängigkeit der gemessenen Matrix-Härtewerte von der aufgetragenen Prüflast. Die auftretende Streuung wird durch die Wahl der Prüflast nachhaltig beeinflusst. In Abbildung 34 sind die mittleren Härtewerte mit der dazugehörigen Standardabweichung in Abhängigkeit des Partikelgehaltes sowie der Schliffrichtung aufgetragen.

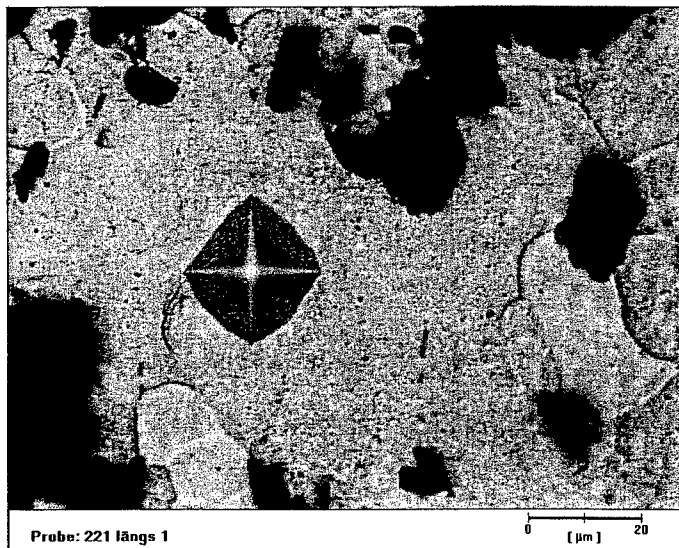


Abbildung 32: Vickers-Härteeindruck in Kornmitte (6061/22, Längsschliff)

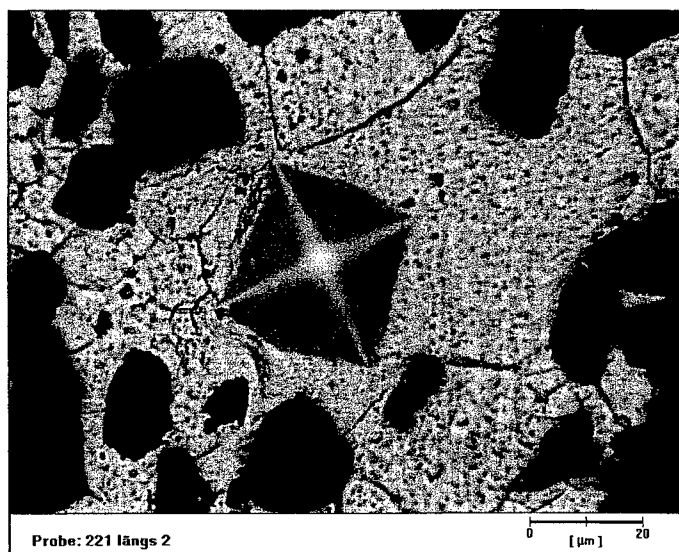


Abbildung 33: Vickers-Härteeindruck an Korngrenzen (6061/22, Längsschliff)

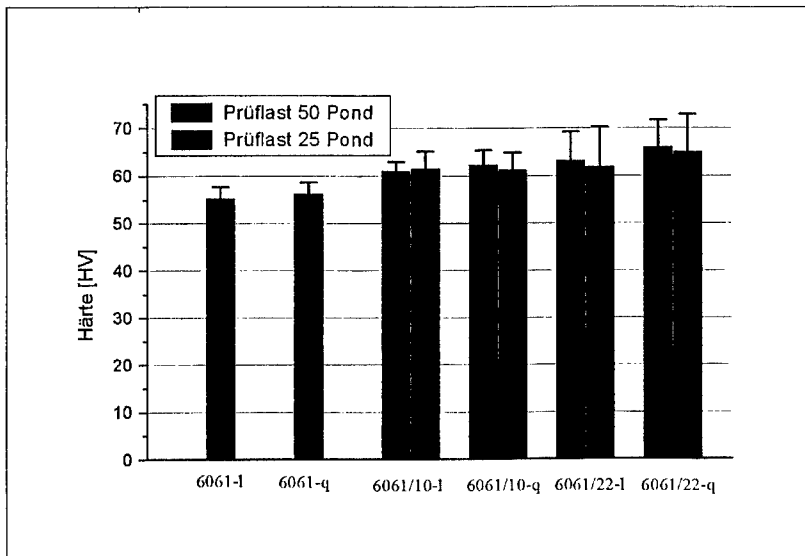


Abbildung 34: Vergleich der mittleren Härtewerte (HV) für 25 und 50 Pond Prüflast (Längs- und Querschleif)

4.1.3 Aushärtungsverhalten

Das Aushärtungsverhalten der verstärkten und unverstärkten Legierung wurde durch Makro- und Mikrohärtmessungen (Vickers) dokumentiert. Abbildung 35 zeigt den Verlauf der Makrohärte für eine Aushärtungstemperatur von 160° C bei einer Prüflast von 20 kp. Zusätzlich wurde der Einfluss einer Vorauslagerung von 100 Stunden bei Raumtemperatur (RT) auf das Aushärtungsverhalten der Werkstoffe untersucht. Wie die Ergebnisse zeigen, lässt sich durch die Vorauslagerung keine Steigerung der Maximalhärte erreichen. Diese liegen vielmehr um ca. 10 HV tiefer als die Werte ohne Vorauslagerung. Als Maximalwerte ohne vorherige Auslagerung wurden für die unverstärkte Legierung 123 HV, für die 10 % verstärkte Legierung 140 HV und für die 22 % verstärkte Legierung 153 HV bestimmt. Die Standardabweichung betrug weniger als 2 HV. Eine Aushärtung bei anderen Auslagerungstemperaturen ergab keine Steigerung der Maximalwerte [36]

Die optimalen Auslagerungsbedingungen zum Erreichen des T6-Zustandes (peak age) liegen folglich für alle Legierungen bei einer Temperatur von 160°C und einer Aushärtungsdauer von ca. 24 Stunden.

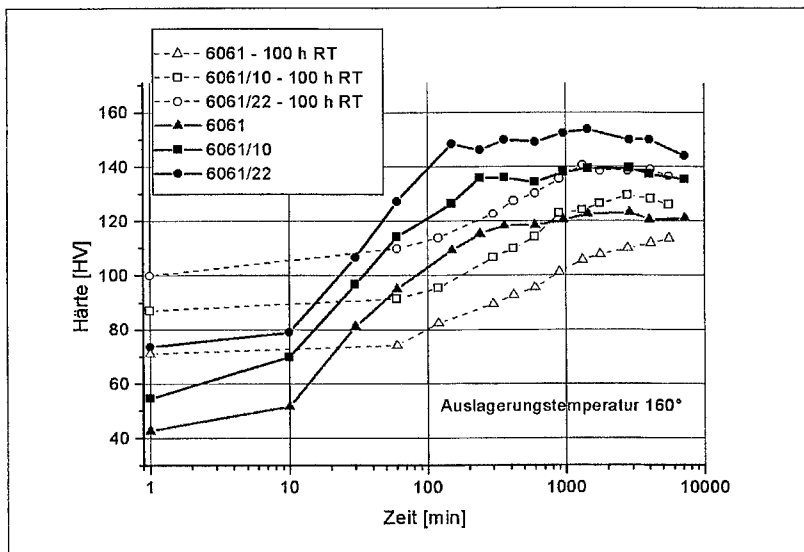


Abbildung 35: Verlauf der Makrohärte mit und ohne Vorauslagerung

Da sich bei den Härtemessungen beim Anlieferungszustand (T0) des Materials Einflüsse der Prüflast auf die Messwerte ergaben, wurden die Aushärtungsverläufe ohne Vorauslagerung zusätzlich mit einer Prüflast im Mikrohärtebereich (200 mN) bestimmt.

Bei dieser Messreihe trat eine extreme Streuung der Messwerte zwischen 100 und 650 HV auf. Zur Klärung dieses Sachverhalts wurden die Messwerte der Legierung 6061/22 bei einer Auslagerungszeit von 24 h statistisch ausgewertet. Abbildung 36 zeigt die Auftragung der Klassenhäufigkeit H_i in Abhängigkeit der gemessenen Härtewerte. Die Klassenbreite betrug 20 HV.

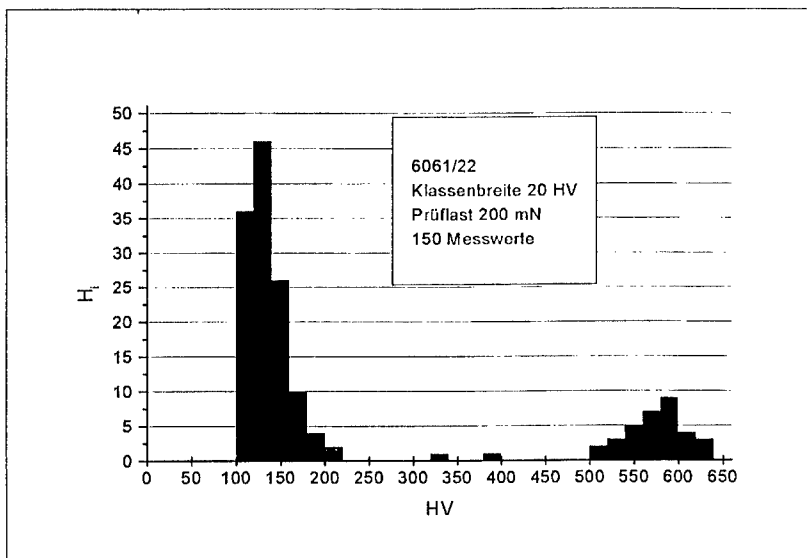


Abbildung 36: Klassenhäufigkeit der Mikrohärte bei einer Prüflast von 200 mN

Die Messwerte liegen im Wesentlichen in zwei Intervallen. Die häufigsten Werte im linken Spektrum entsprechen dem Härtewert des Matrixmaterials. Das rechte Spektrum entspricht den Härtewerten von Aluminiumoxid [47]. Offenbar lässt sich die extreme Streuung innerhalb der gesamten Messreihe mit der Größe des Prüfköpereindrucks (Diagonale) erklären (vergleiche auch Kapitel 4.1.2). Dieser liegt im Bereich der Partikelgröße. Er ist damit zu klein, um in jedem Falle einen Mittelwert der Härte über das Gefüge bestehend aus Matrix und Partikeln zu liefern. So wird teilweise die Härte der Matrix und teilweise die Härte der Partikel bestimmt, was zu einer sehr großen Streuung der gesamten Messreihe führt. Zur realistischen Mittelwertbestimmung muss eine sehr große Anzahl an Versuchen durchgeführt werden.

Wie die Untersuchungen zeigen, ist insbesondere die Wahl einer ausreichend großen Prüflast ein entscheidender Faktor zur Bestimmung von vergleichbaren Härtewerten an den untersuchten Kompositen. Für die Größe

des Prüfeindrucks empfiehlt sich dabei ein Mehrfaches des mittleren Partikelabstandes.

Das Aushärtungsverhalten der Aluminiummatrix wurde durch Experimente mit einer Prüflast von 30 mN dokumentiert (Abbildung 37). Hierbei wurde darauf geachtet, die Eindrücke in der Prüfebene zwischen die Partikel zu setzen, um möglichst ausschließlich die Härte des Matrixmaterials zu bestimmen. Die Länge der Eindruckdiagonalen lag bei ca. 5-10 μm . Dies ermöglichte zusammen mit der geringen Eindringtiefe (ca. 3 μm) eine realistische Messung der Matrixhärte bis zum Auslagerungszustand T6, was auch die geringe Streuung der Messwerte verdeutlicht.

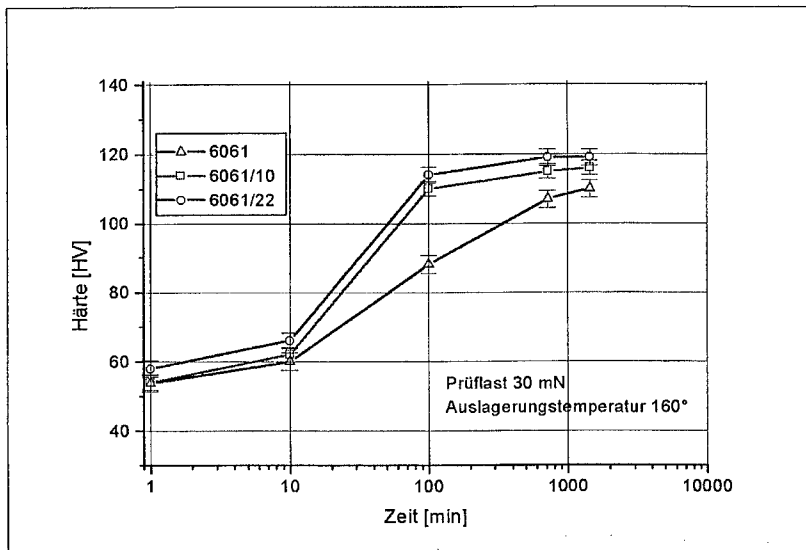


Abbildung 37: Verlauf der Matrixhärte bei einer Prüflast von 30 mN

Die an der unverstärkten Probe ermittelten Härtewerte stehen in Einklang mit den Werten aus der Makrohärtemessung. Die Matrix der Komposite zeigt ab einer Auslagerungszeit von ca. 10 Minuten eine beschleunigte Aushärtung bis zum Maximalwert von 116 HV bei der Legierung 6061/10 beziehungsweise 119 HV bei der Legierung 6061/22 (siehe auch Kapitel 5.1.1).

4.2 Quasistatische Versuche

Im Rahmen der Untersuchung zum Verhalten des Verbundwerkstoffes unter quasistatischer Beanspruchung wurden insbesondere die Änderungen der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Belastungshöhe erfasst. Die auftretende Schädigung wurde mit Hilfe metallographischer Methoden und anschließender bildanalytischer Auswertung dokumentiert.

4.2.1 Steifigkeitsabnahme

In Abbildung 38 ist die mittlere Steifigkeitsabnahme der Legierung 6061/22 über der aufgetragenen Gesamtdehnung dargestellt. Der Fehler bei der Bestimmung der Probensteifigkeit mittels des Tangentenverfahrens liegt bei 0,5 %, da einige Ergebnisse manuell ausgewertet wurden.

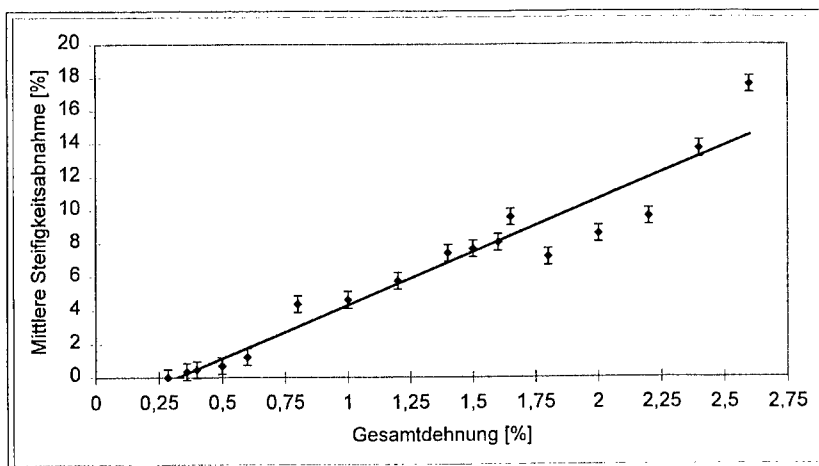


Abbildung 38: Mittlere Steifigkeitsabnahme über der Gesamtdehnung der Legierung 6061/22

Es ist zu erkennen, dass mit zunehmender Gesamtdehnung die Probensteifigkeit annähernd linear abnimmt. Die größte gemessene Steifigkeitsabnahme beträgt 17,6 % bei einer Gesamtdehnung von 2,6 % (Probenversagen). Eine eindeutig messbare Veränderung der Probensteifigkeit

kann erst ab dem Auftreten von plastischen Verformungen von 0,1 % festgestellt werden (Abbildung 39). Das Auftreten einer Werkstoffschädigung, die letztendlich zu einer Verringerung der Probensteifigkeit führt, ist also offenbar mit dem Auftreten von plastischen Verformungen korrelierbar.

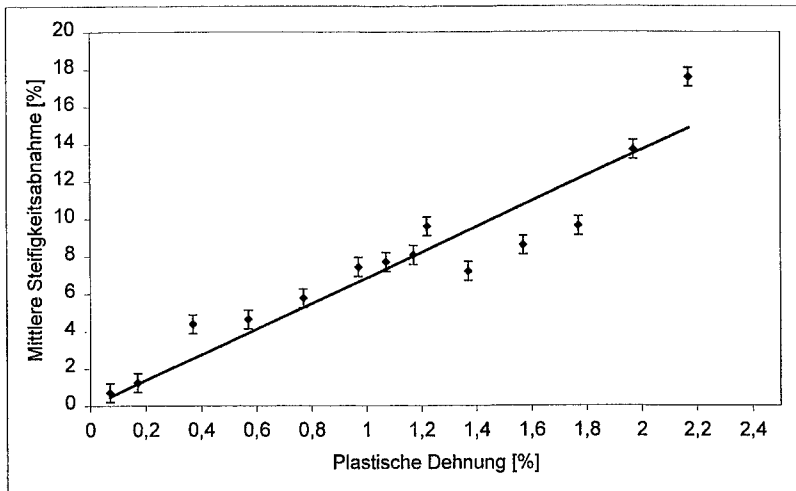


Abbildung 39: Mittlere Steifigkeitsabnahme über der plastischen Dehnung der Legierung 6061/22

4.2.2 Rissbildung

Im folgenden wurde die unter quasistatischer Beanspruchung auftretende Schädigungsart anhand von Schliffbildern, welche bei zuvor definierten Belastungsbedingungen angefertigt wurden, mit Hilfe der digitalen Bildverarbeitung identifiziert. Die Abbildung 40 zeigt ein Gefügebild bei einer aufgetragenen Gesamtdehnung von 1 %. Die Zugachse verläuft horizontal.

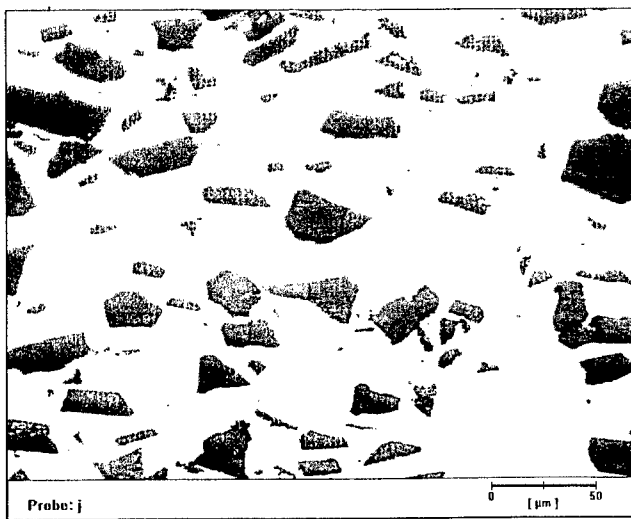


Abbildung 40: Gefüge der Legierung 6061/22 bei einer Gesamtdehnung von 1%

Wie aus der Aufnahme deutlich zu erkennen ist, erfolgt bei dem Auftreten von makroskopisch plastischen Verformungen eine Schädigung der Aluminiumoxidpartikel durch Rissbildung. Durch die Verwendung eines speziellen Makros im Bildanalysesystem Digitrace war es möglich, die Risswinkel in Bezug auf die Belastungsrichtung der Proben zu bestimmen. Aus diesen Daten wurde die relative Häufigkeitsverteilung der Risswinkel erstellt (Abbildung 41).

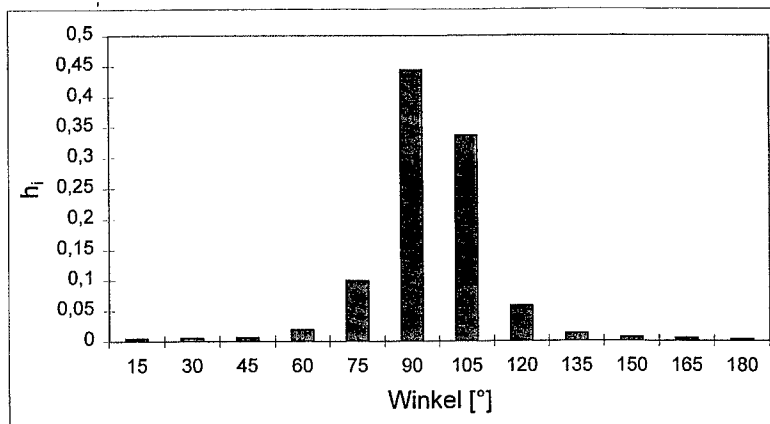


Abbildung 41: Relative Häufigkeitsverteilung der Risswinkel unter quasistatischer Beanspruchung

Der mittlere Risswinkel aller Proben betrug $88,2^\circ$. Der Partikelbruch erfolgt erwartungsgemäß bevorzugt senkrecht zur Beanspruchungsrichtung.

Es ist anzumerken, dass bereits im unbelasteten Material eine, wenn auch geringe Anzahl von gebrochenen Partikeln vorhanden sind. Eine entsprechende relative Häufigkeitsverteilung zeigt Abbildung 42.

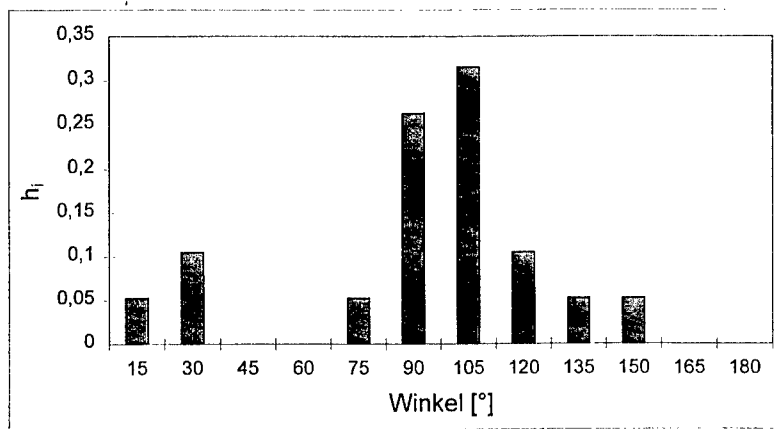


Abbildung 42: Relative Häufigkeitsverteilung der Risswinkel im unbelasteten Material

Der mittlere Risswinkel im unbelasteten Material liegt bei $84,5^\circ$. Insbesondere das Auftreten von Rissen in den Winkellagen 15 und 30° kann auf den Herstellungsprozess des Materials zurückgeführt werden. Durch die Umform- bzw. Fließprozesse während des Strangpressens kommt es zum Abscheren einiger Partikel. Diese Brüche besitzen folglich keine eindeutige Orientierung zur Strangpressrichtung.

Um zu klären, ob sich die Risse während der Belastung aus den Partikeln in die Matrix ausbreiten, wurden einige Probestücke zusätzlich angeätzt. Die dabei entstandenen Gefügeaufnahmen zeigen beispielhaft die Abbildungen 43 und 44.

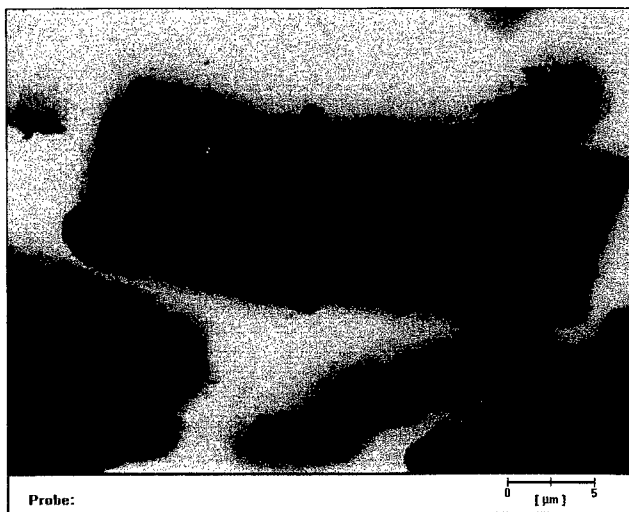


Abbildung 43: Riss in Partikel der Legierung 6061/22 durch quasistatische Beanspruchung ($\epsilon_{\text{ges}} = 1\%$)

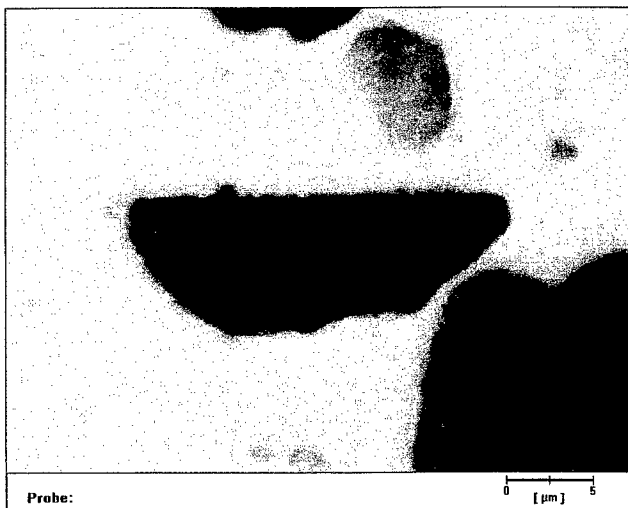


Abbildung 44: Riss in Partikel der Legierung 6061/22 durch quasistatische Beanspruchung ($\epsilon_{\text{ges}} = 2,5\%$)

Es ist zu erkennen, dass sich die Risse bis zum Erreichen der Bruchdehnung nicht in die Matrix hinein ausbreiten. Dies lässt sich durch die großen Unterschiede im K_{IC} -Wert zwischen Aluminiummatrix ($K_{IC\ 6061} = 29,7\ MPa\sqrt{m}$ [36]) und Al_2O_3 -Partikeln ($K_{IC} \sim 2\ MPa\sqrt{m}$ [36]) erklären. An den Rissenden sind lediglich Zonen plastischer Verformung in der Aluminiummatrix zu erkennen. Da die Schädigung offensichtlich auf die Rissbildung in den Partikel beschränkt bleibt, wurde im folgenden die Anzahl, Länge und Orientierung der sich bildenden Risse als mikrostrukturelle Messgröße für die Schädigung des Verbundwerkstoffes verwendet.

Betrachtet man die Anzahl der sich bildenden Risse in Abhängigkeit der aufgetragenen Gesamtdehnung, so ist analog zur Entwicklung des Steifigkeitsverlustes ein annähernd linearer Zusammenhang zu erkennen (Abbildung 45). Hierbei repräsentiert jeder Messpunkt die Gesamtanzahl der Risse bezogen auf das jeweilige Messfeld. Da die Anzahl der ausgewerteten Messfelder der Einzelproben nicht konstant war, sind die entsprechenden Zahlenwerte für die Einzelproben in der Tabelle 15 aufgeführt.

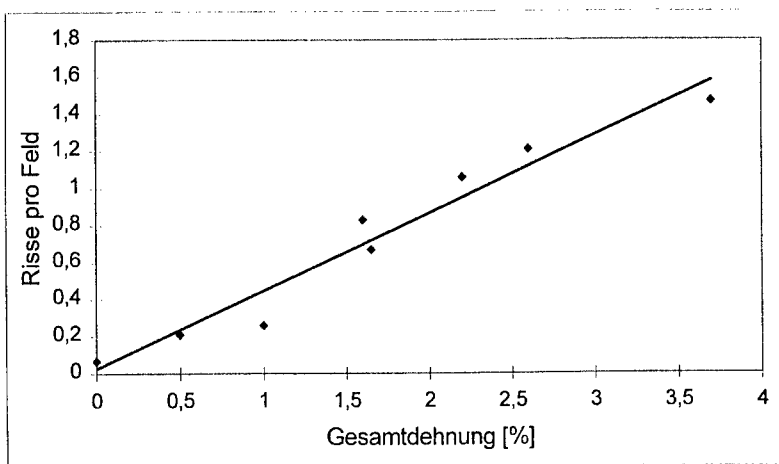


Abbildung 45: Rissanzahl pro Messfeld in Abhängigkeit der aufgetragenen Gesamtdehnung

Maximale Gesamtdehnung der Probe [%]	Anzahl Messfelder	Anzahl Risse	Risse pro Feld
0	560	38	0,068
0,5	560	119	0,21
1	554	143	0,26
1,6	576	476	0,83
1,65	560	373	0,67
2,2	560	595	1,06
2,6	555	670	1,21
3,7	560	821	1,47

Tabelle 15: Rissanzahl und Anzahl der Risse pro Messfeld der Einzelproben

Das Auftreten von Rissen im unbelasteten Material ist, wie bereits erwähnt, auf den Strangpressprozess zurückzuführen.

Die mittlere Risslänge \bar{a} beträgt 11,4 μm . Der Mittelwert \bar{a} ändert sich in Abhängigkeit der aufgetragenen Dehnung nicht (Abbildung 46). Da sich die Risse bis zum Erreichen der Bruchdehnung nicht in die Matrix hinein ausbreiten, ist somit auch kein Zusammenhang zwischen der Größe der gebrochenen Partikel und der aufgetragenen (plastischen) Dehnung festzustellen.

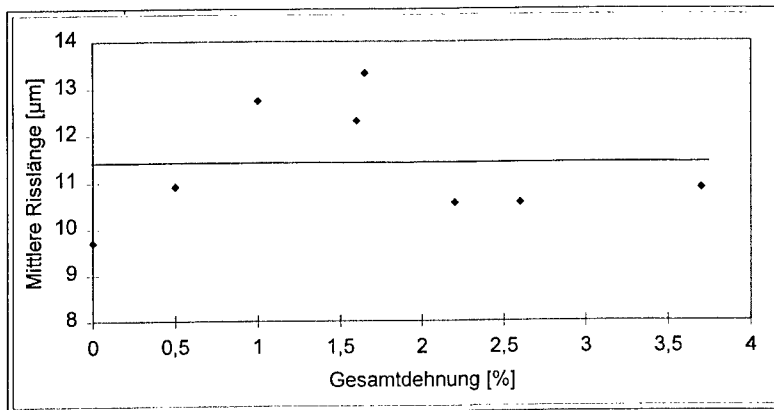


Abbildung 46: Mittlere Risslänge in Abhängigkeit der Gesamtdehnung

4.2.3 Statistische Auswertung der Risslängen

In Abbildung 47 ist die relative Häufigkeitsverteilung der Risslängen aller Proben dargestellt. Die Klassenbreite beträgt dabei 2,5 µm.

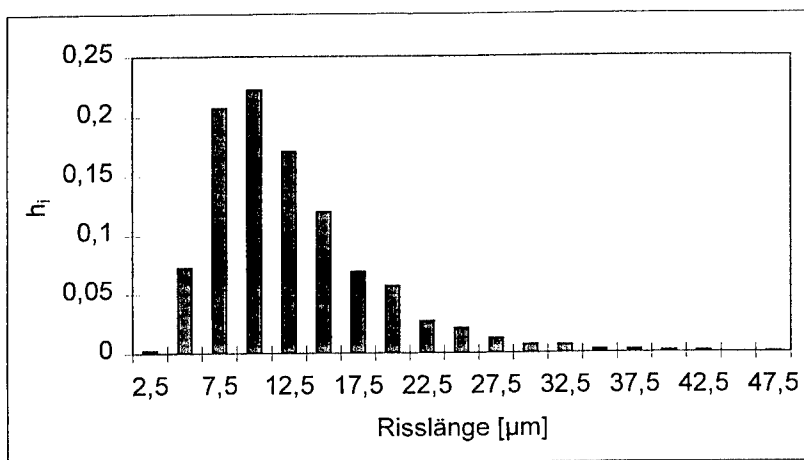


Abbildung 47: Relative Häufigkeitsverteilung der Risslängen aller Proben

Dabei ist zu erkennen, dass das Maximum der Risslängenverteilung im Bereich von 7,5 µm bis 15 µm liegt. In diesem Längenbereich befinden sich

72 % aller Risse. Der Mittelwert \bar{a} beträgt 11,4 μm .

Zur Ermittlung der Größenverteilung der Risslängen in Abhängigkeit der Probenbelastung erfolgte eine Anpassung mit verschiedenen Verteilungsfunktionen. Es lässt sich zeigen, dass sich die Verteilung der Risslängen, wie bereits die Verteilung der Partikelparameter, idealerweise mit einer logarithmischen Normalverteilung beschreiben lässt, da die Risse auf Teilchenbrüche beschränkt bleiben. Die Ergebnisse der statistischen Auswertung der Risslängen der Einzelproben sind in Tabelle 16 aufgeführt.

ϵ_i [%]	Bestimmtheitsmaß			
	Weibull	Normalverteilung nach Blom	Normalverteilung nach Tukey	Log- Normalverteilung
0	0,83	0,67	0,56	0,91
0,5	0,92	0,85	0,85	0,99
1	0,94	0,90	0,90	0,99
1,6	0,91	0,86	0,86	0,99
1,65	0,92	0,91	0,91	0,99
3,7	0,93	0,90	0,90	0,99
2,2	0,96	0,92	0,92	0,99
2,6	0,90	0,87	0,87	0,99

Tabelle 16: Bestimmtheitsmaße der Risslängen Anpassung

Das entsprechende Wahrscheinlichkeitsnetz der logarithmischen Normalverteilung aller Risslängen zeigt die Abbildung 48. Dabei wurde der Schätzer nach Tukey (Gleichung 38) verwendet.

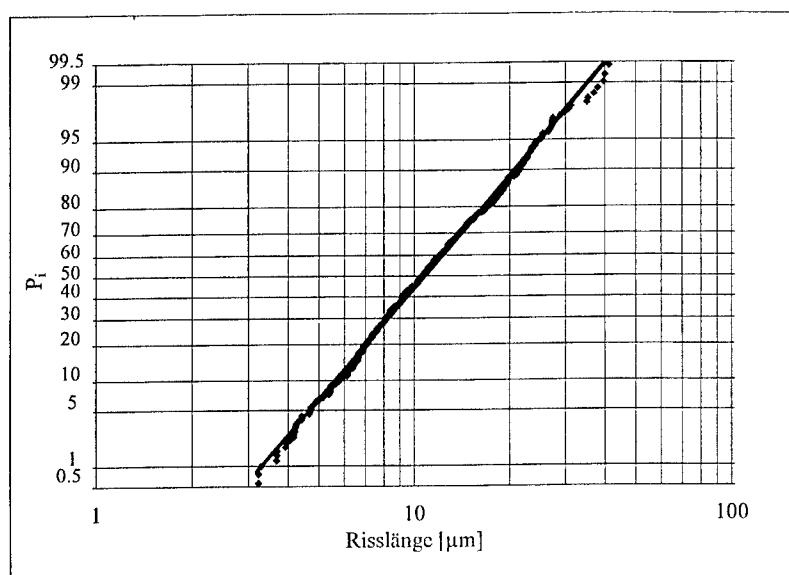


Abbildung 48: Logarithmisches Normalverteilungsnetz für die Risslängen

Unter der Voraussetzung einer logarithmischen Normalverteilung lassen sich die Verteilungsdichtefunktionen der Risslängen der Einzelproben in Abhängigkeit von deren Gesamtdehnung nach Gleichung 39 berechnen (Abbildung 49).

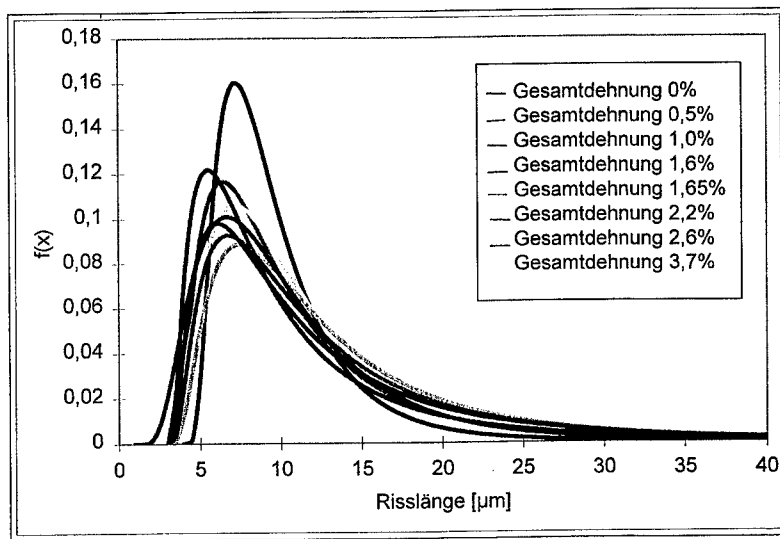


Abbildung 49: Verteilungsdichtefunktionen der logarithmischen Normalverteilungen der Risslänge in Abhängigkeit der Gesamtdehnung

Die Risslängen-Dichtefunktion der unbelasteten Probe weicht deutlich von den Dichtefunktionen der belasteten Proben ab. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Risse in den Partikeln, die während des Herstellungsprozesses des Materials entstehen, nicht notwendigerweise eine Vorzugsorientierung besitzen. Die im Vergleich zur monotonen Zugbeanspruchung unterschiedliche Belastung der Partikel während des Strangpressens (Fließprozesse) führt zu einer anderen Risslängenverteilung. Damit unterscheidet sich auch die Dichtefunktion der Risslängenverteilung der unbelasteten Proben von derjenigen der belasteten Proben. Die Dichtefunktionen der belasteten Proben sind weitgehend identisch. Die resultierende Dichtefunktion der Risslängen aller Proben ist in Abbildung 50 dargestellt.

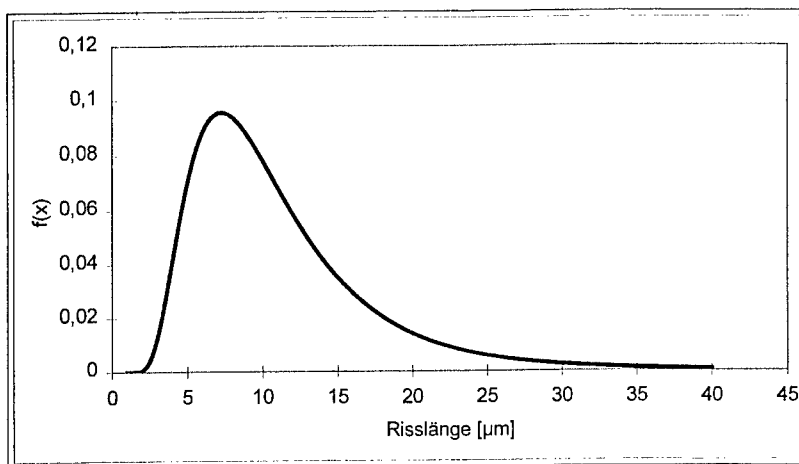


Abbildung 50: Verteilungsdichtefunktion der logarithmischen Normalverteilungen aller Risslängen

Beim Vergleich der Dichtefunktionen der logarithmischen Normalverteilung der Risslängen und des Feret Y der Partikel (Abbildung 51) wird deutlich, dass sich die Maxima der beiden Dichtefunktionen nicht decken. Das Maximum des Feret Y liegt bei kleineren Werten als das der Risslängen. Hieraus folgt, dass die Partikel mit einem großen Feret Y, also einer größeren Ausdehnung senkrecht zur Beanspruchungsrichtung häufiger brechen als die Partikel mit kleinem Feret Y.

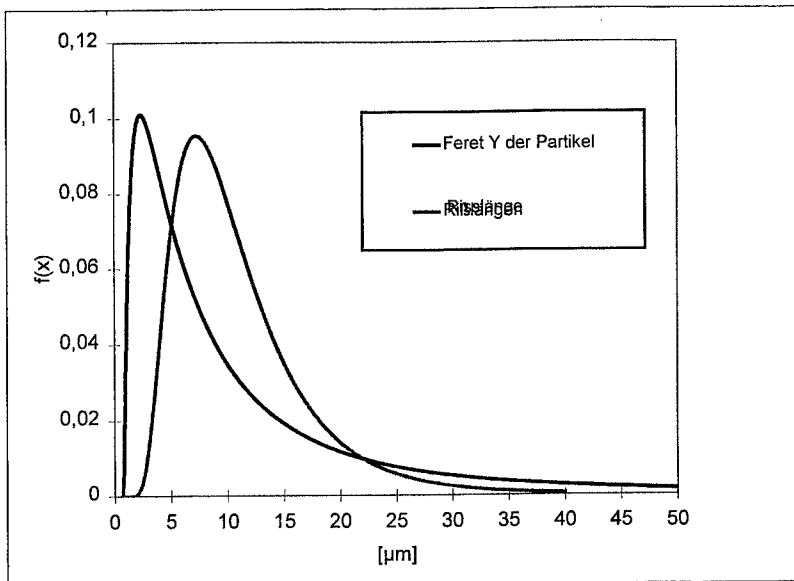


Abbildung 51: Verteilungsdichtefunktionen der logarithmischen Normalverteilungen aller Risslängen und des Feret Y der Partikel

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass im Verbundwerkstoff 6061/Al₂O₃ die Summe aller Aluminiumoxidpartikel die Grundgesamtheit der Defekte darstellt, die unter monotoner Beanspruchung im plastischen Bereich zu einer Schädigung des Werkstoffes führen kann. In diesem Sinne stellen die Partikel *Fehlstellen* dar, welche das Probenversagen einleiten. Der bei zunehmender äußerer Beanspruchung häufiger auftretende Bruch von Einzelpartikeln erfolgt dabei als Normalspannungsbruch senkrecht zur Beanspruchungsrichtung.

4.3 Ermüdungsversuche

4.3.1 Statistische Auswertung der Anrisslebensdauer

Die Anrisslebensdauer N_A der Ermüdungsproben konnte aufgrund der Zunahme der Dehnungsamplitude bei spannungskontrollierter Versuchsführung beziehungsweise durch die Änderung des Spannungssignals mit der Gleichstrom-Potentialsondenmethode bestimmt werden (siehe Kap. 3.6.1).

Die Gesamtlebensdauer des Bauteils (Lastspiele bis zum Bruch) N_{Bruch} kann durch die Beziehung

$$N_{\text{Bruch}} = N_A + \Delta N \quad (41)$$

angegeben werden. Dabei ist ΔN die Rissfortschrittslebensdauer (Lastwechsel während der makroskopischen Rissausbreitungsphase bis zum Gewaltbruch).

Bei den untersuchten Verbunden umfasst die Anrisslebensdauer im HCF-Bereich mehr als 95 % der Gesamtlebensdauer. Bei niedrigen Lastniveaus (Gesamtlebensdauer zwischen 10^6 und 10^7 Lastwechsel) ist eine Trennung von Anriss- und Rissfortschrittslebensdauer nicht mehr möglich.

Die experimentell ermittelten Anrisslebensdauerwerte unterliegen einer Streuung, welche mit einer geeigneten Verteilungsfunktion, z. B. der Weibullverteilung, beschrieben werden kann. In den Abbildungen 52 bis 54 sind beispielhaft die an den ungekerbten beziehungsweise gekerbten Proben bestimmten Anrisslebensdauerwerte in einem Weibullnetz dargestellt. Die Anpassung der Geraden erfolgte durch lineare Regression.

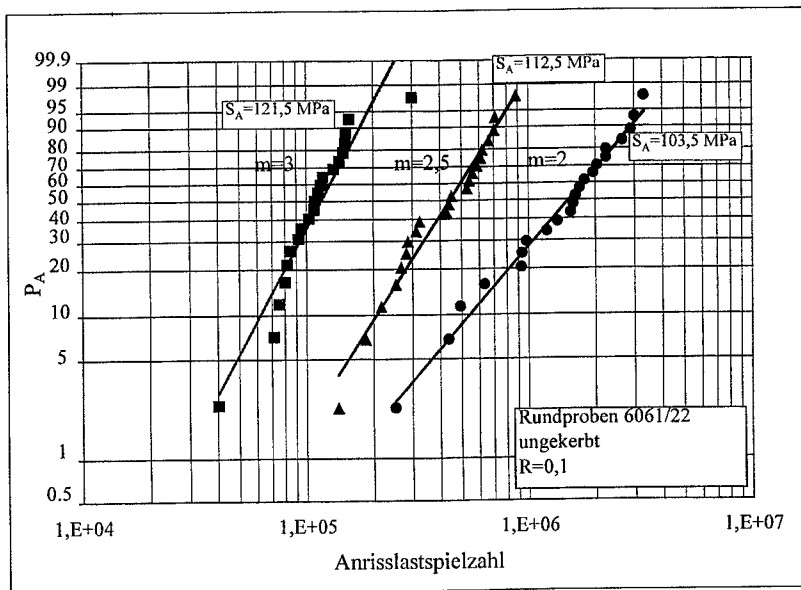


Abbildung 52: Weibullnetz der ungekerbten Proben (6061/22 , $R = 0,1$)

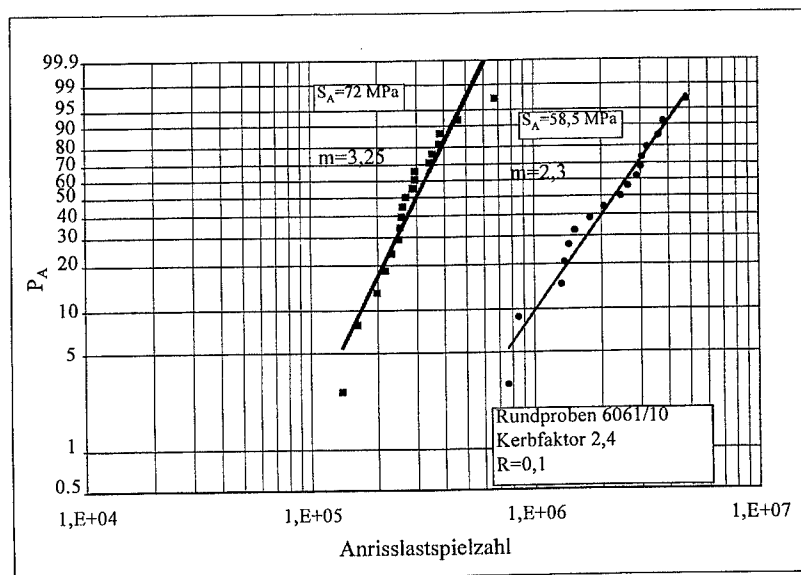
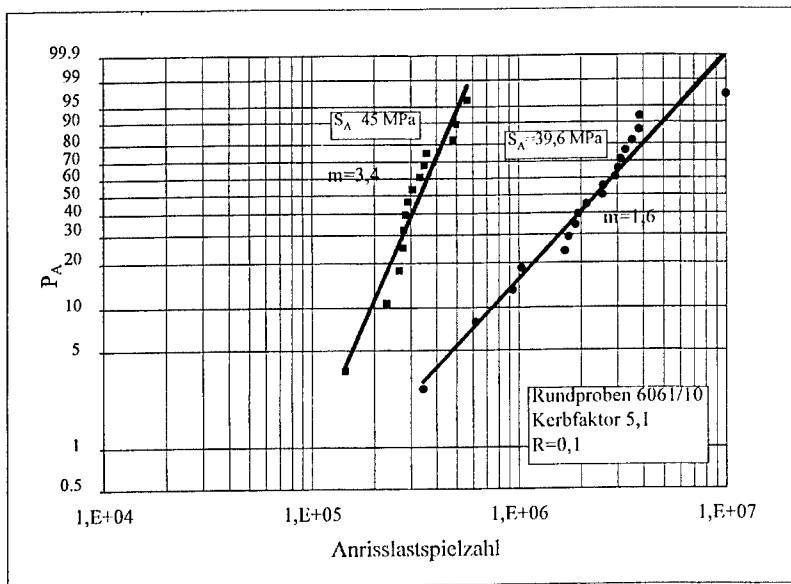


Abbildung 53: Weibullnetz der gekerbten Proben (6061/10, $R = 0,1$, $\alpha_k = 2,4$)


 Abbildung 54: Weibullnetz der gekerbten Proben (6061/10, $R = 0,1$, $\alpha_k = 5,1$)

Die Auswertung zeigt, dass die Weibullverteilung für alle Kerbgeometrien, alle Lastniveaus sowie für beide Partikelvolumenanteile eine gute Anpassung liefert. Die entsprechenden Regressionskoeffizienten R^2 sowie die resultierenden Weibull-Moduli m sind den Tabellen 17 bis 20 zu entnehmen. Die Weibull-Moduli m nehmen mit zunehmender Spannungsamplitude zu, die Verteilung wird also schärfer. Die Streuung der Messwerte wird folglich mit zunehmender Spannungsamplitude geringer. Als Maß für die Streuung auf den einzelnen Lastniveaus wird in den Tabellen 17 bis 20 zusätzlich die Streuspanne

$$T_N = \frac{P_{A10}}{P_{A90}} \quad (42)$$

angegeben. Diese stellt das Verhältnis der Anrisswahrscheinlichkeiten von 10 und 90 % dar.

Zur Ermittlung der Lebensdauerlinien für die konstanten Ausfallwahrscheinlichkeiten von 10, 50 und 90 % wurden die auf den

einzelnen Lastniveaus ermittelten Streu- bzw. Lageparameter der Weibull-Verteilung zugrunde gelegt. Die Anpassung erfolgte mit Hilfe der allgemeinen Streubandfunktion (Gleichung 17). Die experimentell ermittelten Anrisslebensdauerwerte wurden in Abhängigkeit der aufgetragten Spannungsamplitude in Form von doppeltlogarithmischen Wöhlerdiagrammen dargestellt.

4.3.1.1 Wöhlerdiagramme für die Legierung 6061/10

In Abbildung 55 ist die Anrisslebensdauer der ungekerbten sowie der gekerbten Proben der Legierung 6061/10 in Abhängigkeit der Spannungsamplitude dargestellt. Das Lastverhältnis betrug $R = 0,1$.

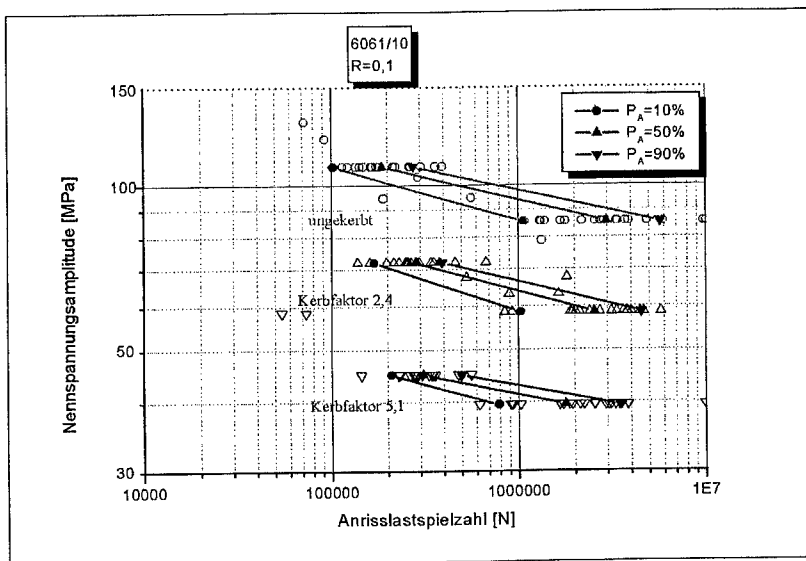


Abbildung 55: Wöhlerdiagramm der Legierung 6061/10 ($R = 0,1$)

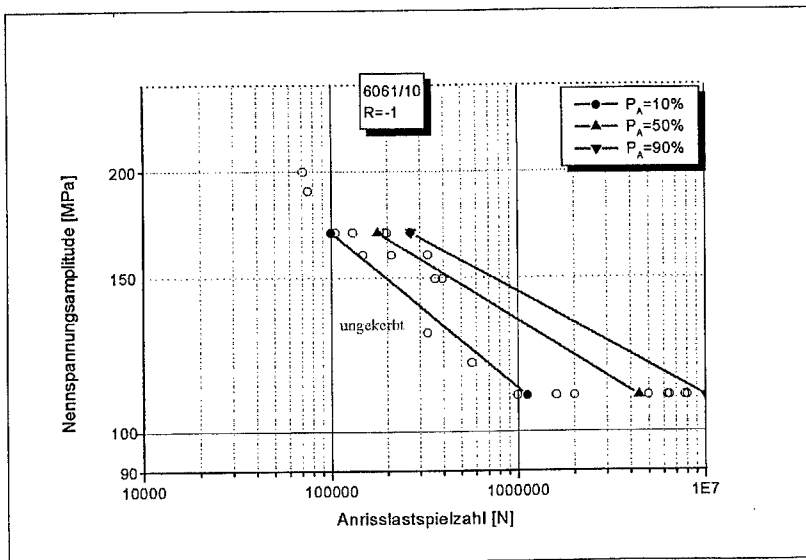
Die statistische Auswertung der Anrisslebensdauerwerte beim Spannungsverhältnis $R = 0,1$ ergibt eine annähernd gleiche Streuung der Messwerte bei den gekerbten und ungekerbten Proben in vergleichbaren Lebensdauerbereichen. Die Streuung umfasst auf den unteren Lastniveaus bis zu einer Dekade. Grundsätzlich nimmt die Streuung mit sinkender

Spannungsamplitude zu. Die entsprechenden Streubänder für 10, 50 und 90 % Anrisswahrscheinlichkeit verlaufen im Zeitfestigkeitsbereich daher nicht parallel. Die errechneten Basquin-Exponenten n_{bas} liegen für die ungekerbten und die gekerbten Proben bei 0,1. Die Streu- beziehungsweise Lageparameter der Weibull-Verteilung für die einzelnen Lastniveaus können der Tabelle 17 entnommen werden

		Probenform		
6061/10		Ungekerbt	Kerbfaktor 2,4	Kerbfaktor 5,1
R=0,1		$n_{\text{bas}}=0,1$	$n_{\text{bas}}=0,1$	$n_{\text{bas}}=0,1$
Unteres LN	SA [MPa]	190	58,5	39,6
	m	1,74	2,3	1,6
	N_V [N]	4037753	2703759	2984348
	R^2	0,83	0,96	0,96
	T_N	0,19	0,23	0,23
Oberes LN	SA [MPa]	240	72	45
	m	3,2	3,26	3,4
	N_V [N]	226014	334214	370481
	R^2	0,92	0,91	0,93
	T_N	0,37	0,43	0,42

Tabelle 17: Parameter der Weibull-Verteilungen für die Legierung 6061/10 (R=0,1)

Das entsprechende Wöhlerdiagramm für das Lastverhältnis $R = -1$ zeigt Abbildung 56.

Abbildung 56: Wöhlerdiagramm der Legierung 6061/10 ($R = -1$)

Die Streuung der Anrisslebensdauer der ungekerbten Proben beim Lastverhältnis $R = -1$ ist im Vergleich zu den Versuchen mit $R = 0,1$ annähernd gleich groß, die Streubänder verlaufen ebenfalls nicht parallel. Die Steigung der Basquin-Gerade liegt bei $R = -1$ mit $n_{\text{bas}} = 0,12$ im gleichen Größenbereich wie bei den Referenzproben mit $R = 0,1$. Die Parameter der Weibull-Verteilungen für das Lastverhältnis $R = -1$ sind Tabelle 18 zu entnehmen.

		Probenform
6061/10		Ungekerbt
R=-1		$n_{\text{bas}}=0,12$
Unteres LN	SA [MPa]	110
	m	1,4
	N_V [N]	5523325
	R^2	0,91
	T_N	0,11
Oberes LN	SA [MPa]	170
	m	3,15
	N_V [N]	201220
	R^2	0,96
	T_N	0,37

Tabelle 18: Parameter der Weibull-Verteilungen für die Legierung 6061/10 (R= -1)

4.3.1.2 Wöhlerdiagramme für die Legierung 6061/22

Die Werte der Anrisslebensdauer für die Legierung 6061/22 sowie die dazugehörigen Parameter der Weibull-Verteilungen für die Spannungsverhältnisse $R=0,1$ und $R=-1$ können den Abbildungen 57 und 58 sowie den Tabellen 19 und 20 entnommen werden.

Bei Betrachtung der statistischen Verteilung der Anrisslebensdauerwerte der gekerbten und ungekerbten Proben der Legierung 6061/22 ergibt sich wie schon bei der Legierung 6061/10 eine generelle Zunahme der Streuung der Messwerte mit abnehmender Spannungsamplitude. Die angepassten Streubänder für die Anrisswahrscheinlichkeiten 10, 50 und 90 % sind wiederum nicht parallel. Die Streuung auf vergleichbaren Lastniveaus liegt bei den gekerbten und ungekerbten Proben in der gleichen Größenordnung von maximal einer Dekade. Die ermittelten Basquin- Exponenten liegen beim Lastverhältnis $R = 0,1$ und $R = -1$ im gleichen Größenbereich.

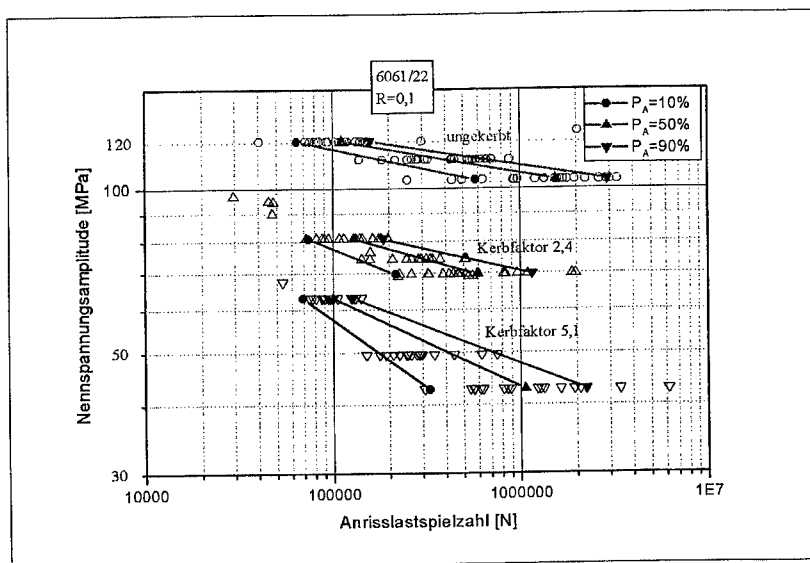


Abbildung 57: Wöhlerdiagramm der Legierung 6061/22 ($R = 0,1$)

		Probenform		
6061/22		Ungekerbt	Kerbfaktor 2,4	Kerbfaktor 5,1
R=0,1		$n_{bas}=0,1$	$n_{bas}=0,1$	$n_{bas}=0,1$
Unteres LN	SA [MPa]	103,5	69,75	42,75
	m	2,0	2,0	2,0
	N_V [N]	1853001	777449	1565325
	R^2	0,99	0,83	0,85
	T_N	0,20	0,19	0,15
Mittl. LN	SA [MPa]	112,5	74,25	49,5
	m	2,47	4,47	3,4
	N_V [N]	512432	363091	309377
	R^2	0,97	0,87	0,84
	T_N	0,29	0,28	0,41
Oberes LN	SA [MPa]	121,5	81	63
	m	3,0	3,8	6,0
	N_V [N]	131555	140818	110235
	R^2	0,91	0,94	0,87
	T_N	0,41	0,40	0,51

Tabelle 19: Parameter der Weibull-Verteilungen für die Legierung 6061/22
(R= 0,1)

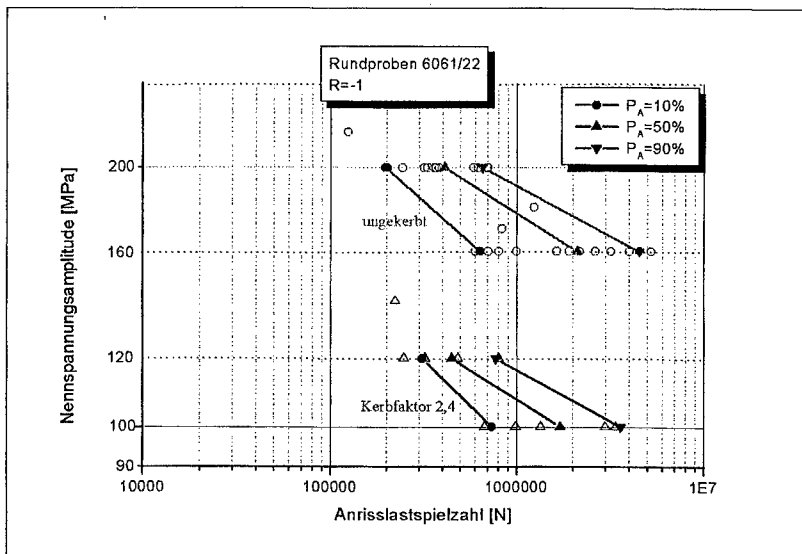


Abbildung 58: Wöhlerdiagramm der Legierung 6061/22 ($R = -1$)

		Probenform	
6061/22		Ungekerbt	Kerbfaktor 2,4
R=-1		$n_{\text{bas}}=0,12$	$n_{\text{bas}}=0,13$
Unteres LN	SA [MPa]	160	100
	m	2,0	2,0
	N_V [N]	1853001	2147286
	R^2	0,99	0,92
	T_N	0,14	0,21
Oberes LN	SA [MPa]	200	120
	m	2,2	2,0
	N_V [N]	528760	573736
	R^2	0,93	0,94
	T_N	0,30	0,40

Tabelle 20: Parameter der Weibull-Verteilungen für die Legierung 6061/22 (R=-1)

Bei der Legierung 6061/22 nimmt der Basquin-Exponent mit zunehmendem Kerbfaktor erwartungsgemäß zu. Bei der Legierung 6061/10 ist dessen Wert bei den ungekerbten und gekerbten Proben gleich. Dazu ist anzumerken, dass sich der Wert des Basquin-Exponenten aufgrund der allgemein großen Streuung der Messwerte in Abhängigkeit der Probenanzahl und der damit verbundenen, möglichen Veränderung des Lageparameters zu geringfügig höheren oder niedrigeren Werten verschieben kann. Geringfügige Tendenzen lassen sich somit nur schwer erkennen. Zur besseren statistischen Absicherung der Werte wäre zum Teil eine noch größere Anzahl von Proben erforderlich, was allerdings aus Zeit- und Kostengründen kaum sinnvoll erscheint.

4.3.2 Bruchflächenanalyse

Im Anschluss an die Ermüdungsversuche wurden die Bruchflächen beider Legierungen mit Hilfe von lichtmikroskopischen sowie rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen analysiert. Besonderes Augenmerk wurde hierbei auf die Lage der Anrisse gerichtet. Bei den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Verbundwerkstoffen kann man bei Ermüdungsbelastung im Wesentlichen zwei Anrisslagen unterscheiden. Es wurden sowohl Anrisse in Oberflächennähe der Rundproben als auch Anrisse, die vom Inneren der Proben ausgehen, dokumentiert. Abbildung 59 zeigt exemplarisch eine Anrissstelle in Oberflächennähe an einer ungekerbten Rundprobe der Legierung 6061/22. Die letztendlich zum Versagen führende Fehlstelle ist mit einem Pfeil markiert.

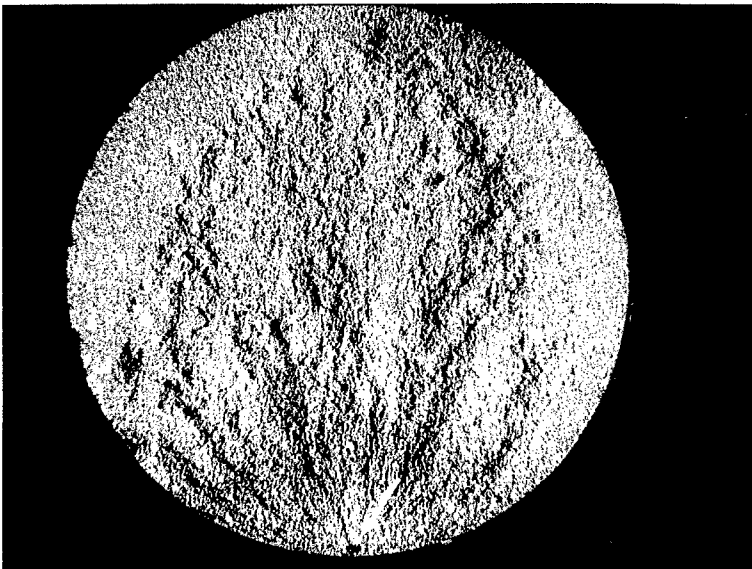


Abbildung 59: Anriss in Oberflächennähe (6061/22)

In diesem Fall führte der Bruch eines oberflächennahen Partikelagglomerates, welches bereits mit bloßem Auge in der Bruchfläche (Ausdehnung $\sim 500 \mu\text{m}$) zu erkennen ist, im Zusammenspiel mit der durch die Oberflächenrauigkeit

induzierten Kerbwirkung zur Ausbildung eines ausbreitungsfähigen Schwingungsrisses. Entlang des Umfangs der zylindrischen Rundproben bilden sich im allgemeinen eine Vielzahl von Anrissen, die meisten davon führen aber nicht zu ausbreitungsfähigen Schwingungsrissen. Hierbei spielt die gegenseitige Lage von Defekten zur Probenoberfläche sowie die lokale Mikrostruktur um die Defekte (Verteilung, Form und Lage der Partikel) eine entscheidende Rolle. Abbildung 60 zeigt eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme eines Bruchausgangsbereichs an der Probenoberfläche. In der Bruchfläche sind gebrochene, agglomerierte Partikel zu erkennen.

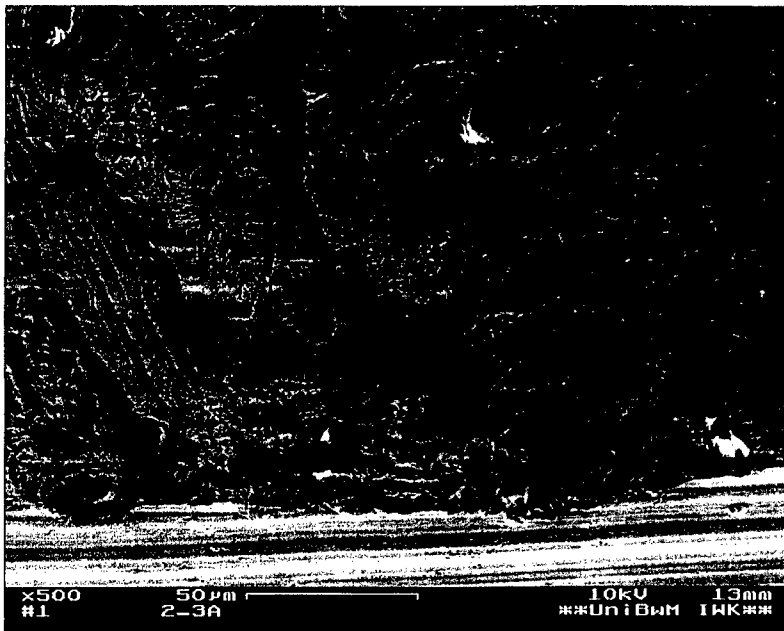


Abbildung 60: Bruchausgangsbereich an der Probenoberfläche (6061/10)

Abbildung 61 zeigt eine lichtmikroskopische Aufnahme eines Anrisses im Probeninneren an einer ungekerbten Probe der Legierung 6061/22.

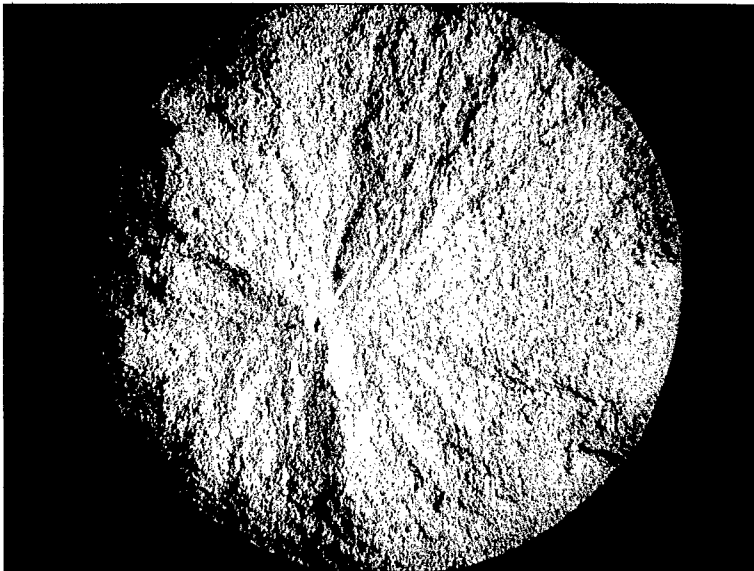


Abbildung 61: Anriss im Probeninneren (6061/22)

Ausgangspunkt für das Probenversagen war eine große Fehlstelle im Inneren der zylindrischen Rundprobe. Die letztendlich zum Probenversagen führenden Fehlstellen sind in erster Linie Partikelagglomerate sowie nichtmetallische Einschlüsse, in Einzelfällen auch große gebrochene Partikel sowie Lunker.

Der Ermüdungsbruch breitet sich in diesem Fall annähernd kreisförmig um die Fehlstelle aus. Eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme dieser zeilenförmigen Partikelagglomeration ist in Abbildung 62 zu sehen. Ihre maximale Ausdehnung in der Bruchfläche beträgt über 400 μm .

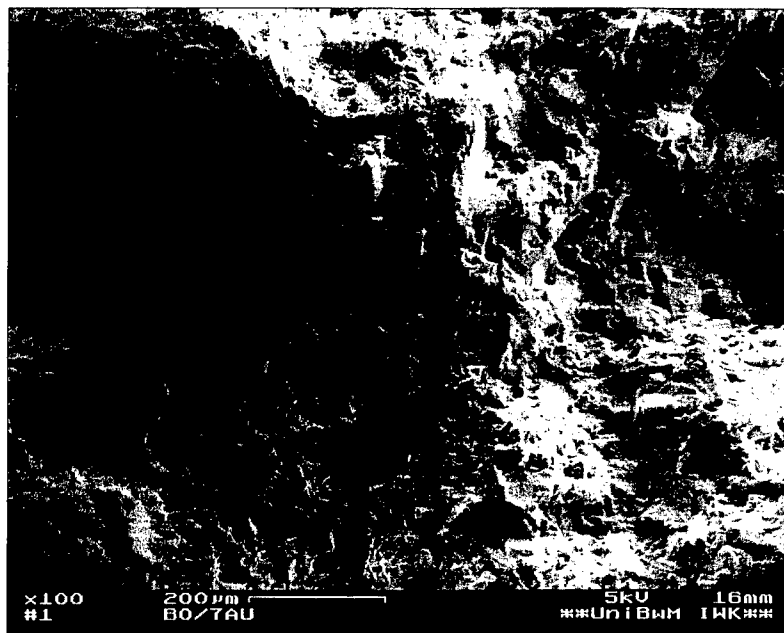


Abbildung 62: Bruchausgangsbereich im Probeninneren (6061/22)

Bei der Anrisslage im Probeninnern ist eine direkte Detektion sowie eine optische Verfolgung der Rissausbreitungsphase ausgeschlossen. Eine Erfassung der makroskopischen Rissausbreitung kann daher nur über indirekte Messmethoden (z.B. Steifigkeitsabnahme, Gleichstrom-Potentialsonde) erfolgen.

Anrisse, die im Probeninnern beginnen, treten bei den ungekerbten Proben in etwa mit der selben Häufigkeit auf wie die Anrisse in Oberflächennähe. Letztere überwiegen allerdings bei höheren Lastniveaus. Eine Korrelation zwischen Anrissart und der Lebensdauer konnte nicht nachgewiesen werden. Bei den gekerbten Proben erfolgt die Anrissbildung aufgrund der makroskopischen Spannungsüberhöhung im Kerbgrund ausschließlich in Oberflächennähe.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Rissausbreitung unter Ermüdungsbelastung unabhängig vom Partikelgehalt, R-Wert und der Anrisslage senkrecht zur Beanspruchungsrichtung (Modus I) erfolgt. In der Bruchfläche sind die gebrochenen Partikel gut zu erkennen (Abbildung 63). An einigen Stellen fand eine Ablösung von Partikeln und Matrix statt. Die Matrix zeigt deutlich eine duktile Wabenstruktur (Abbildung 64).

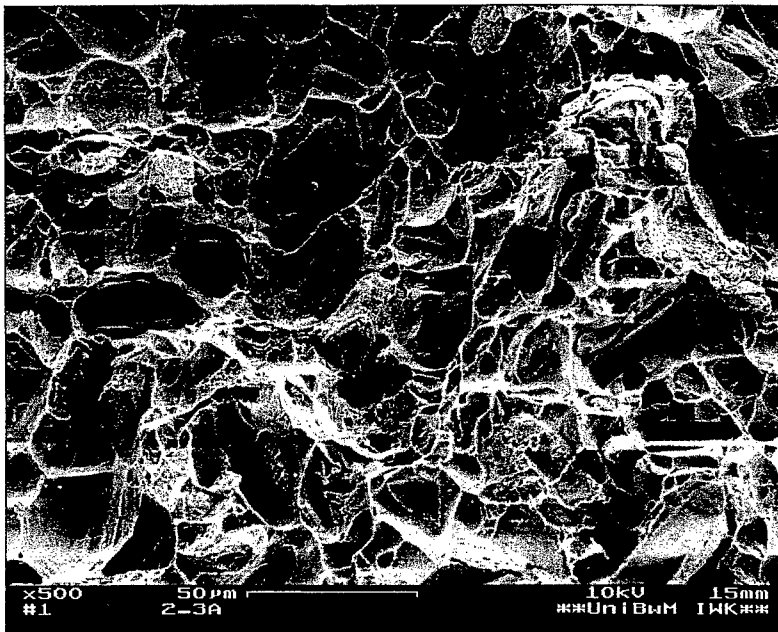


Abbildung 63: Gebrochene Partikel (6061/22)



Abbildung 64: Duktile Wabenstruktur in der Matrix (6061/10)

Im Rahmen der Schädigungsuntersuchungen an den partikelverstärkten Legierungen 6061/ Al_2O_3 wird deutlich, dass eine Definition des Begriffs „Fehlstelle“ nicht universell für alle Belastungsarten erfolgen kann. Vielmehr ist es notwendig, zwischen statischer und dynamischer Beanspruchung zu unterscheiden. Während unter statischer Beanspruchung im plastischen Bereich einzelne Aluminiumoxidpartikel die Rissbildung initiieren und somit als „Fehlstelle“ wirken, erfolgt die Rissinitiierung unter dynamischer Beanspruchung in erster Linie an größeren Partikelagglomerationen und nichtmetallischen Einschlüssen. Einzelne, nicht agglomerierte Partikel spielen hier bei der Anrissbildung keine Rolle.

5. Diskussion

5.1 Qualifizierung der Verbundwerkstoffes 6061/Al₂O₃

Das mechanische Verhalten von partikelverstärkten Metall-Matrix-Kompositen hängt in erster Linie von den Eigenschaften der Matrix und der Verstärkungs Komponente ab. Die Mikrostruktur, welche durch den thermomechanischen Herstellungsprozess beeinflusst wird, bestimmt die mechanischen Eigenschaften des Verbundes [48]. Die heterogene Mikrostruktur bei diskontinuierlich partikelverstärkten, schmelzmetallurgisch hergestellten MMC erschwert eine Vorhersage des mechanischen Verhaltens mit Hilfe von Festigkeitskonzepten. Um dennoch Vorhersagen zu Festigkeits- bzw. Lebensdauerkonzepten für diese Art Verbundwerkstoffe durchführen zu können, wurde eine detaillierte Analyse der Mikrostruktur mit Hilfe metallographischer Methoden (siehe Kapitel 4.1) durchgeführt. Dies ist eine unerlässliche Voraussetzung zum Verständnis der auftretenden Schädigungsprozesse unter statischer und dynamischer Beanspruchung.

5.1.1 Gefügeeigenschaften und mechanisches Verhalten

Die Herstellung der in dieser Arbeit untersuchten Aluminium-Verbundwerkstoffe erfolgt nach dem „Stir-cast“-Verfahren, in dessen Verlauf die Aluminiumoxidpartikel in die Aluminiumschmelze eingerührt werden. Dieses Verfahren ist gegenüber dem pulvermetallurgischen Herstellungsprozess von partikelverstärkten MMC deutlich kostengünstiger. In bezug auf die Materialqualität ergeben sich jedoch verfahrensbedingte Probleme, z. B. eine relativ inhomogene Partikelverteilung. Partikelcluster im Gussblock ordnen sich durch das Strangpressen in Zeilenform an. Neben der inhomogenen Partikelverteilung und der damit verbundenen Ausbildung partikelfreier Zonen (siehe auch Abbildungen 10 und 11) bilden sich Partikelagglomerate und nichtmetallische Einschlüsse, die als Fehlstellen wirken und damit unter Beanspruchung rissauslösend sind.

Die deutlich geringere Korngröße in der Matrix der Verbundwerkstoffe im Vergleich zur unverstärkten Legierung hat im Gegensatz dazu einen festigkeitssteigernden Effekt. Sie liefert einen, wenn auch geringen Beitrag zur Erhöhung der Streckgrenze des Verbundes, der sich beispielsweise über die Hall-Petch-Beziehung abschätzen lässt [49]. Die in die Schmelze eingebrachten Al_2O_3 -Partikel wirken beim Erstarren der Matrixlegierung als Kristallkeimbilder, wodurch die Anzahl der Keimstellen stark erhöht und folglich die Korngröße gegenüber der unverstärkten Legierung verringert wird. Darüberhinaus wird die Bewegung der Korngrenzen während des Rekristallisationsprozesses durch die keramischen Partikel behindert, wodurch eine Kornvergrößerung verhindert wird. Mit steigendem Partikelgehalt erfolgt eine Reduktion des mittleren Korndurchmessers sowohl im Längs- als auch im Querschliff. Die Körner sind dabei in Strangpressrichtung gestreckt (siehe auch Abbildung 24). Die Erhöhung der Zugfließgrenze, hervorgerufen über die Reduktion des mittleren Korndurchmessers (Hall-Petch-Beziehung) ist bei den untersuchten Aluminiumverbunden allerdings nur in geringem Maße zu beobachten. Die Legierung 6061/10 zeigt keine Zunahme der Streckgrenze gegenüber der unverstärkten Legierung, bei der Legierung 6061/22 lässt sich im Experiment lediglich eine Erhöhung um 10 MPa feststellen [36].

Die beschleunigte Aushärtung der verstärkten Legierungen im Vergleich zur unverstärkten Legierung ist ein bekanntes Phänomen bei metallischen Verbundwerkstoffen [50] mit aushärtbaren Matrixlegierungen und wurde bereits an einer Vielzahl unterschiedlicher Verbunde nachgewiesen [51-53]. Aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Aluminiummatrix und der keramischen Partikel entstehen bei der Abkühlung des Verbundes von der Herstellungs- bzw. Lösungsglüh-temperatur Spannungsfelder um die Verstärkungsteilchen, die je nach gegenseitiger Lage und Geometrie der Partikel bereits plastische Verformungen hervorrufen können. Dieser Sachverhalt lässt sich durch FEM-Berechnungen bestätigen (siehe Kapitel 5.2). Darüberhinaus wird die Versetzungsdichte in der Matrix erhöht [54, 55]. Durch die elastisch-plastischen Spannungsfelder um die Partikel und die erhöhte Versetzungsdichte wird zum einen die Bildung von

Ausscheidungen erleichtert [55, 57], andererseits wird die Diffusionsgeschwindigkeit der gelösten Atome erhöht, was zum beschleunigten Wachstum von Ausscheidungen führt [53, 58]. Die Erhöhung des Diffusionskoeffizienten wird von Nieh [53] auf den erhöhten Anteil der Versetzungsschlauchdiffusion zurückgeführt, welcher durch die erhöhte Versetzungsdichte hervorgerufen wird.

5.1.2 Gefügeeigenschaften und Schädigung unter mechanischer Beanspruchung

Wie die Schädigungsuntersuchungen unter quasistatischer und dynamischer Beanspruchung gezeigt haben, muss die Definition des Begriffs „*Fehlstelle*“ bei dem vorliegenden Werkstoff abhängig von der Belastungsart erfolgen. Als typische mikrostrukturelle Defekte wurden gebrochene Partikel, Partikelagglomerationen, Lunker und nichtmetallische Einschlüsse gefunden. Nicht alle dieser *Defekte* führen bei Einwirken einer äußeren Beanspruchung zum Materialversagen. Die Art der *Defekte*, die die zum Versagen führende Schädigung einleitet und somit als *Fehlstelle* wirkt, hängt von der Beanspruchungsart (statisch /dynamisch) und -höhe ab.

Unter quasistatischer Beanspruchung im plastischen Bereich bestimmt die mit der Belastung zunehmende Anzahl an einzelnen gebrochenen Partikeln den Schädigungsgrad des Werkstoffes. In diesem Fall sind alle einzelnen Partikel als mögliche *Fehlstellen* zu betrachten. Unter Ermüdungsbeanspruchung im HCF-Bereich leiten Partikelagglomerationen, Lunker und nichtmetallische Einschlüsse das Versagen des Bauteils ein. Einzelne Partikelbrüche haben bis auf seltene Ausnahmefälle (Abbildung 25) keine Auswirkung auf die Anrissbildung unter Ermüdungsbeanspruchung und wirken somit auch nicht als *Fehlstellen*.

Die *Fehlstellen* unter Ermüdungsbeanspruchung wurden mit Hilfe metallographischer Methoden dokumentiert und statistisch ausgewertet (siehe Kapitel 4.1.1.4). Die mittlere Größe der *Fehlstellen* ist bei beiden verstärkten Legierungen in etwa identisch. Der *Fehlstellenflächenanteil* ist jedoch bei der

Legierung 6061/22 um rund 40 % höher als bei der Legierung 6061/10. Dies ist darauf zurückzuführen, dass der größere Partikelvolumenanteil der Legierung 6061/22 insbesondere die Bildung von Partikelagglomerationen und nichtmetallischen Einschlüssen begünstigt.

Die erwähnten Partikelagglomerationen sind vorrangige Ausgangsstellen für die Initiierung eines ausbreitungsfähigen Ermüdungsrissses unter schwingender Beanspruchung.

Die Art und Größe der Fehlstellen in den untersuchten Kompositen bewirken unter Ermüdungsbeanspruchung neben der Anrissbildung in Oberflächennähe das Auftreten von Anrissen im Probeninneren (siehe Abbildung 61). Wie die Bruchflächenanalyse zeigt, dominieren bei höheren Lastniveaus die Anrisse in Oberflächennähe. Dabei werden meist eine Vielzahl von Anrissen gebildet. Je nach lokaler Anordnung der Partikel (Fehlstellen) kommt es zur Bildung eines ausbreitungsfähigen Ermüdungsrissses, sobald der Schwellenwert des Spannungsintensitätsfaktors überschritten wird.

Die geringere Streuung auf den höheren Lastniveaus hängt mit dem größeren Anteil an „aktivierbaren“ Fehlstellen zusammen. Aufgrund der durch die Fehlstelle hervorgerufenen hohen Spannungskonzentrationen kann ein größerer Anteil des Fehlstellenspektrums zu ausbreitungsfähigen Ermüdungsrisssen führen als bei niedrigeren Beanspruchungen. Ist das Spannungsniveau geringer, können nur noch große Fehlstellen an der Probenoberfläche oder im Probeninneren den Ermüdungsriß einleiten. Da diese Fehlstellen aber nur einen kleinen Ausschnitt aus der Grundgesamtheit aller Fehlstellen darstellen und damit seltener auftreten (vergleiche Abbildungen 30 und 31), ist die resultierende Streuung der Anrisslebensdauer entsprechend größer. Die Streuspanne wird folglich umso größer, je kleiner der Anteil der „aktivierbaren“ Fehlstellen an der Grundgesamtheit aller Fehlstellen ist. Die statistische Anpassung der Anrisslebensdauerwerte muss daher mit Hilfe von nichtparallelen Streubändern in der Darstellung nach Wöhler vorgenommen werden (siehe Kapitel 5.4.2).

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Verteilung, Form, Größe

und gegenseitige Lage der Partikel sowie das herstellungsbedingte Auftreten von Partikelagglomerationen und nichtmetallischen Einschlüssen die im Hinblick auf das Schädigungsverhalten des Werkstoffes entscheidenden Parameter sind. Diese Parameter sind bei den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Kompositen als sehr heterogen zu bezeichnen. Sie nehmen Einfluss auf die Streuung der Anrisslebensdauer unter dynamischer Beanspruchung.

Die „Wirksamkeit“ der Fehlstellen und deren Einfluss auf die Schädigung des Werkstoffes kann nicht allein durch metallographische Untersuchung geklärt werden. Das Zusammenwirken der Fehlstellen und der von außen aufgetragenen Beanspruchung lässt sich jedoch über numerische Berechnungsverfahren, wie beispielsweise die FEM, bewerten. Aus diesem Grund wurden umfangreiche kontinuumsmechanische Untersuchungen zum Schädigungsverhalten unter quasistatischer Beanspruchung durchgeführt.

5.2 Kontinuumsmechanische Betrachtungen zur Schädigung unter statischer Beanspruchung

5.2.1 Einführung

In der Literatur existieren vielfältige Ansätze, das mechanische Verhalten von diskontinuierlich partikelverstärkten MMC zu beschreiben. Die Versuche, umfassen die Kontinuumsmechanik, die Versetzungsmechanik, die FEM-Analyse sowie Mischformen aus diesen Gebieten. Einige dieser Ansätze, die sich mit der Vorhersage der Festigkeit des Verbundes beschäftigen, wurden von Hirth [59] zusammengefasst. Diese Ansätze beziehen sich meist auf ideale Modellwerkstoffe (z. B. ideal-kugelförmige Verstärkungskomponenten mit idealer Matrixanbindung) [60], die in dieser Form nicht herstellbar sind. Frühe Arbeiten, welche die kontinuumsmechanische Beschreibung des mechanischen Verhaltens partikelverstärkter MMCs beinhalten, benutzten Überlegungen zur Beschreibung des Verhaltens von faserverstärkten Verbunden (z. B. von Kelly und Mac Millan [61]). Die Anwendbarkeit dieser Modelle auf partikelverstärkte Verbunde wurde aber von verschiedenen Autoren bezweifelt [62].

Weitere kontinuumsmechanische Ansätze von Tanaka und Mori [63], Brown und Stobbs [64, 65], Pedersen und Brown [66, 67] benutzen analytische Ansätze von Eshelby [68], die im Wesentlichen für äquiaxiale Partikel entwickelt wurden.

Die FEM-Methode wurde alternativ zur Vorhersage von Spannungs-Dehnungskurven von Metall-Matrix-Kompositen benutzt. Die daraus resultierenden Modelle basieren in erster Linie auf dem sogenannten „Einheitszellenmodell“ und berücksichtigten zum Teil bereits Clusterbildung von Partikeln [51, 69-71]. Dabei wird der Verbundwerkstoff mit Hilfe der Anordnung von Zellen, bestehend aus Partikeln einfacher Geometrie und umgebender Matrix, beschrieben. Die Auswirkungen von Partikelgröße und -verteilung auf das mechanische Verhalten konnten jedoch noch nicht zufriedenstellend analysiert werden. Die komplexe Mikrostruktur der

Verbundwerkstoffe war durch die Anordnung von mehr oder weniger „idealen“ Einheitszellen nicht hinreichend genau erfassbar. Trotz dieser Unzulänglichkeiten entstanden einige Ansätze zur Beschreibung der Rissbildung und Rissausbreitung in partikelverstärkten Aluminium-Matrix-Kompositen [72-74].

Die neueren zwei- und dreidimensionale FEM-Modelle befassen sich intensiv mit der kontinuumsmechanischen Beschreibung inhomogener Partikelverteilungen und der daraus resultierenden Schädigung des Verbundwerkstoffes. Leggoe et al. [75] entwickelte eine Methode zur zufallsartigen Beschreibung der lokalen Mikrostruktur mit Hilfe achsensymmetrischer Einheitszell-Modelle. Der Einfluss des Partikelvolumenanteils, der Partikelgeometrie sowie der Partikelverteilung auf das mechanische Verhalten wird von mehreren Autoren durch Variation der idealisierten Partikelgeometrie im Rahmen der Einheitszell-Modelle erfasst [76-78].

Weitere computergestützte Modelle zur Modellierung des mechanischen Verhaltens von Verbundwerkstoffen stammen von Schmauder et al. [79]. Diese umfassen die mikromechanische Modellierung von realen Strukturen sowie idealisierte Modellstrukturen mit elastisch-plastischen Materialeigenschaften. Das mechanische Verhalten von Verbundwerkstoffen wird durch selbstkonsistente Matrizitätsmodelle beschrieben [80, 81].

In der Literatur werden verschiedene Mechanismen vorgestellt, die entweder unabhängig voneinander oder auch in Kombination für die Gesamtfestigkeit des Verbundes verantwortlich sind [51]. Diese Mechanismen können umfassen:

- Den Lasttransfer zwischen der duktilen Matrix und der keramischen Verstärkungskomponente.
- Eine erhöhte Versetzungsdichte in der Matrix.
- Eine Reduktion der mittleren Korngröße in der Matrix und der daraus folgenden Erhöhung der Streckgrenze der Komposite [82].

- Die Ablösung der Grenzschicht zwischen Partikeln und Matrix, speziell in Bereichen hoher Spannungsintensitäten nahe scharfer Kanten und Ecken der Partikel.
- Den Spröddbruch der Verstärkungskomponente.
- Den Festigkeitsgewinn des Verbundes aufgrund der Kombination der Festigkeiten der Einzelkomponenten nach der Mischungsregel.
- Den Festigkeitsgewinn durch das eingeschränkte plastische Fließen und die Dreiachsigkeit des Spannungszustandes in der duktilen Matrix aufgrund der Anwesenheit der spröden Verstärkungskomponente.
- Den Eigenspannungszustand resultierend aus dem Abkühlprozess während der Herstellung aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Partikeln und Matrix.

5.2.2 Verhalten unter statischer Beanspruchung

Um einen Überblick über das Verhalten der Verbunde unter dem Einwirken einer statischen, äußeren Belastung aus kontinuumsmechanischen Gesichtspunkten zu erhalten, wurde ein zweidimensionales FE-Modell entwickelt. Die Berechnungen wurden für den Zustand der ebenen Dehnung durchgeführt. Das Modell stellt aufgrund des Fehlens der dritten Dimension eine Vereinfachung dar. Körner und Korngrenzen der Matrix werden nicht berücksichtigt. Die Anbindung zwischen Partikel und Matrix wird in erster Näherung als ideal angenommen. Die Reduktion der mittleren Korndurchmesser sowie die Erhöhung der Versetzungsdichte in der Matrix können mit diesem Modell folglich nicht berücksichtigt werden.

Da die Geometrieconturen der Partikel direkt aus einem Schliffbild des Werkstoffs übernommen wurden, konnte eine realitätsgetreue Abbildung der Größe, Form und Verteilung der Partikel erreicht werden. Das Strukturmodell des Verbundes besteht somit aus einer Matrix mit elastisch-plastischem Materialverhalten sowie ideal-elastischen Partikeln entsprechend den realen Größen, Form- und Verteilungsverhältnissen.

Die Abbildung 65 zeigt das zweidimensionale FEM-Modell der Mikrostruktur der Legierung 6061/22.

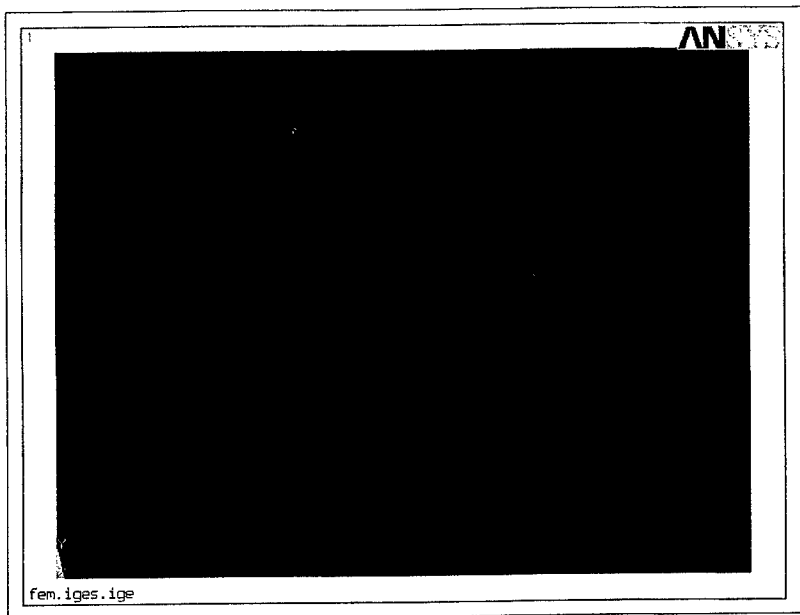


Abbildung 65: Zweidimensionales FE-Modell der Mikrostruktur der Legierung 6061/22

In Abbildung 66 ist die Zugspannungsverteilung bei einer am oberen Rand des Modell aufgetragenen Gesamtdehnung von 0,5 % dargestellt. Die Belastungsrichtung ist durch einen Pfeil markiert.

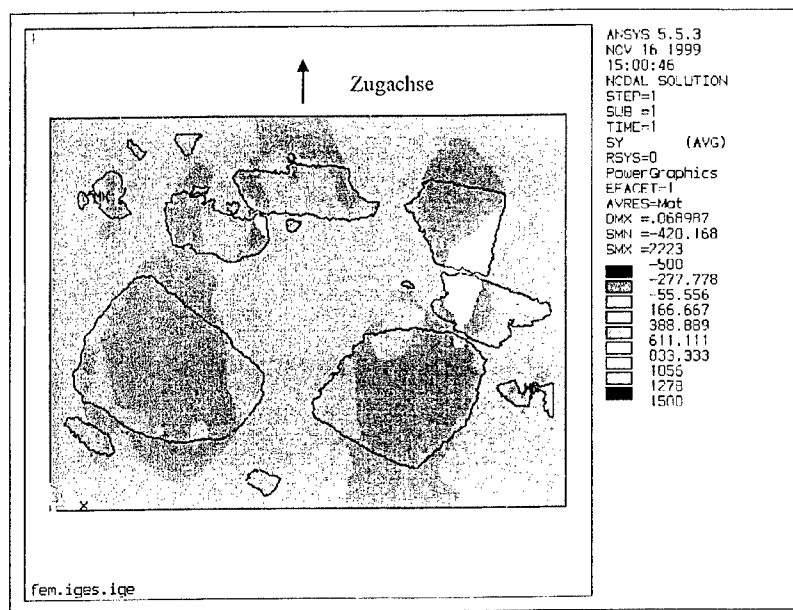


Abbildung 66: Zugspannungsverteilung σ_y bei einer Gesamtdehnung von 0,5 %

Aufgrund der äußerst unterschiedlichen Materialeigenschaften von keramischen Partikeln und duktiler Aluminiummatrix sowie des daraus resultierenden Lasttransfers zwischen Matrix und Partikeln ergibt sich eine sehr inhomogene Spannungsverteilung.

Im folgenden wurden die Spannungs- bzw. Dehnungsverteilung für Matrix und Partikel getrennt ausgewertet. Abbildung 67 zeigt die Zugspannungsverteilung in der Aluminiummatrix bei einer Gesamtdehnung von 0,5 %.

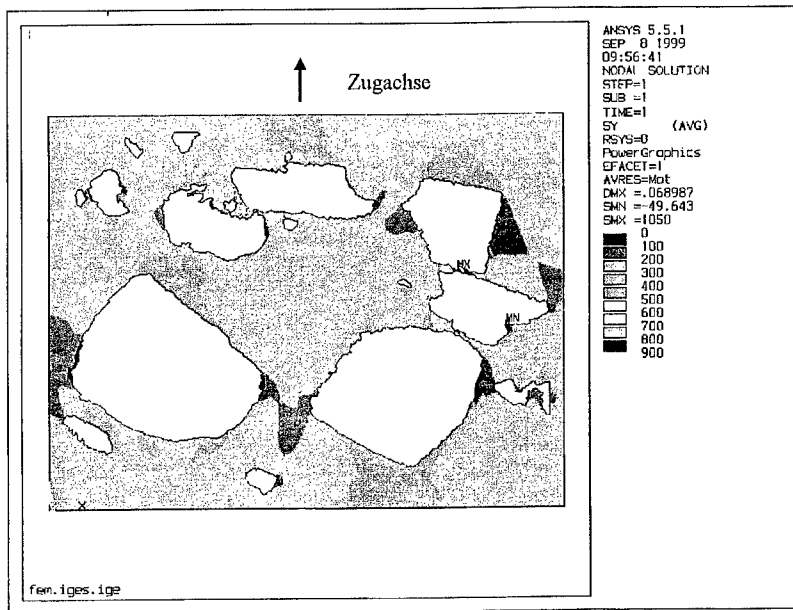


Abbildung 67: Zugspannungsverteilung σ_y in der Matrix bei einer Gesamtdehnung von 0,5 %

Deutlich zu erkennen sind die auftretenden Spannungskonzentrationen in der Matrix zwischen den Partikeln, insbesondere in der Linie der Lasteinleitung. Als kritisch bezüglich des Aufbaus von Spannungskonzentrationen in der Matrix sind in erster Linie die minimalen Partikelabstände in Lasteinleitungsrichtung anzusehen, die Partikelabstände senkrecht dazu sind von zweitrangiger Bedeutung. In diesen Bereichen ist die Wahrscheinlichkeit der Grenzschichtablösung zwischen Partikel und Matrix besonders hoch.

Abbildung 68 zeigt die aufgrund des mehrachsigen Spannungszustandes resultierende Vergleichsspannungsverteilung (nach Mises) in der Matrix.

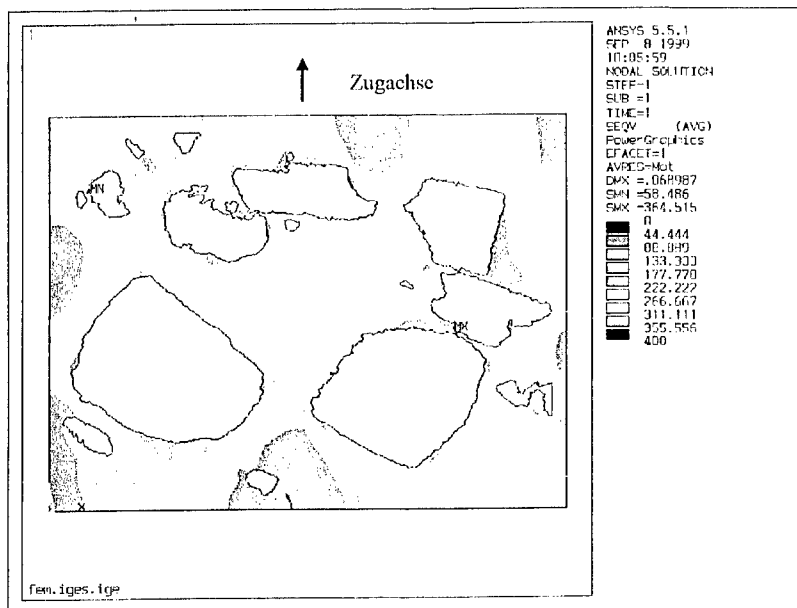


Abbildung 68: Vergleichsspannungsverteilung σ_v in der Matrix (von Mises) bei einer Gesamtdehnung von 0,5 %

Zu erkennen sind wiederum die Spannungskonzentrationen zwischen den Partikeln. Die höchsten Spannungskonzentrationen treten häufig nicht direkt an der Partikeln, sondern in geringem Abstand von der Grenzfläche auf. Diese Verschiebung des Maximums der Vergleichsspannung von der Grenzschicht in einen Bereich zwischen den Partikeln ist auf hohe Zugspannungskomponenten in der Grenzschicht selbst zurückzuführen [83]. In diesen Bereichen entstehen schon bei makroskopisch elastischen Beanspruchungen, je nach Anordnung der Partikel, lokale plastische Verformungen. Dies wird durch die Darstellung der plastischen Vergleichsdehnungen (von Mises) zwischen zwei eng aneinanderliegenden Partikeln bei einer äußeren (elastischen) Dehnung von 0,08 % verdeutlicht (Abbildung 69). Diese lokal eng begrenzten plastischen Verformung führen noch nicht zu einer Schädigung unter statischer Beanspruchung. Eine durch die Spannungsumlagerung hervorgerufene Schädigung einzelner Partikel tritt,

wie die Experimente gezeigt haben, erst bei makroskopischen plastischen Verformungen der Matrix ein (Kapitel 4.2).

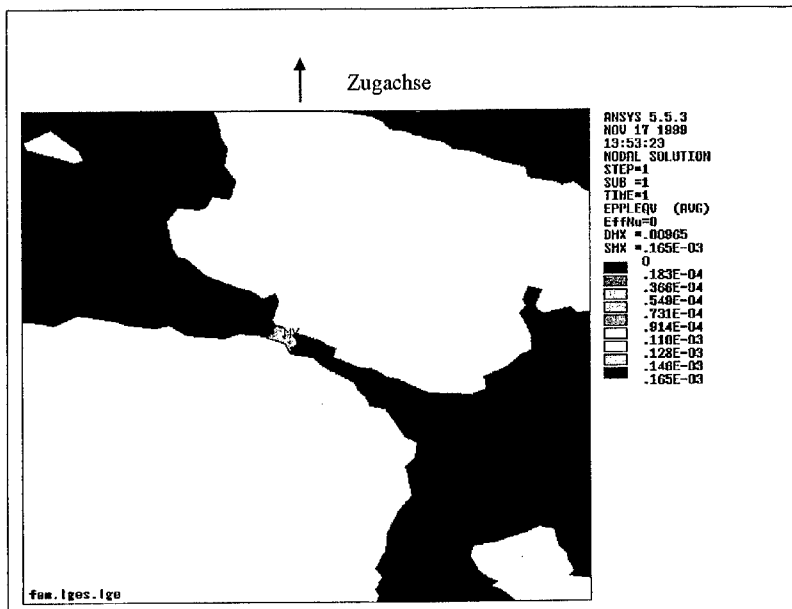


Abbildung 69: Verteilung der plastischen Vergleichdehnung (von Mises) in der Matrix bei einer Gesamtdehnung von 0,08 %

Durch den Lasttransfer von der Matrix auf die Partikel entstehen hohe Zugspannungskonzentrationen in den Partikeln. Die Spannungsverteilung hängt in erster Linie von der Partikelform und dem Abstand zu den benachbarten Partikeln ab. Aus Abbildung 70 ist zu entnehmen, dass bei realen Partikelgeometrien und -anordnungen nicht mit einer homogenen Zugspannungsverteilung in den Partikeln zu rechnen ist. In einzelnen Bereichen können je nach betrachteter Spannungskomponente auch Druckspannungen induziert werden. Insbesondere an Ecken und Kanten, sowie an Kerben senkrecht zur Beanspruchungsrichtung entstehen sehr hohe Spannungskonzentrationen, die zu dem im Experiment beobachteten Sprödbruch der Partikel unter dem Einfluss der ersten Hauptnormalspannung führen können. Erfolgt ein Bruch von Partikeln, sind die benachbarten

Partikel aufgrund der zusätzlich entstehenden Spannungskonzentrationen sehr stark bruchgefährdet.

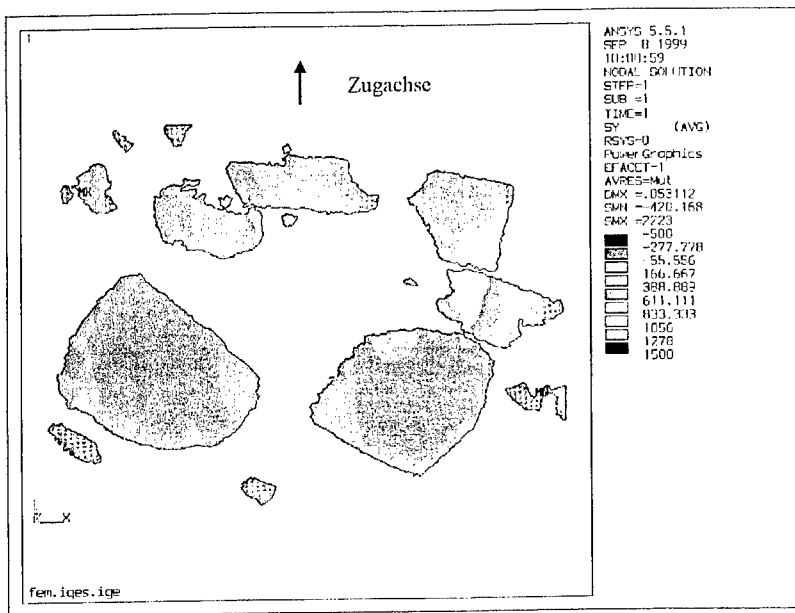


Abbildung 70: Spannungsverteilung σ_y in den Partikeln bei einer Gesamtdehnung von 0,5 %

Die hier vorgestellten Berechnungen zeigen, dass auch unter kontinuumsmechanischen Randbedingungen mikrostrukturelle Parameter wie Partikelform, -größe und Verteilung einen entscheidenden Einfluss auf die auftretende Schädigung unter äußerer Beanspruchung besitzen. Wie die Untersuchungen zeigen, nimmt statistisch betrachtet die Bruchwahrscheinlichkeit der keramischen Partikel mit deren Größe zu (Kapitel 4.2.3). Aufgrund der FEM-Berechnungen wird allerdings deutlich, dass die Partikelgröße alleine noch kein eindeutiges Merkmal für die Bruchwahrscheinlichkeit darstellt. Vielmehr spielt die Kombination aus Größe, Form und gegenseitiger Lage der Partikel zur Beurteilung der Bruchwahrscheinlichkeit der Partikel beziehungsweise des Auftretens von Partikelablösungen von der umgebenden Matrix die entscheidende Rolle.

5.2.3 Thermische Beanspruchung

Ein weiterer wichtiger Punkt bei der Betrachtung der mikroskopischen Spannungsverteilung ist der Aufbau von Eigenspannungen bei der Abkühlung des Verbundes während des Herstellungsprozesses aufgrund des unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Aluminiumoxidpartikel ($\alpha=8,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) und der Aluminiummatrix ($\alpha=2,4 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$). Wie numerische Berechnungen sowie idealisierte FEM-Betrachtungen zeigen, werden die Partikel dabei hohen Druckeigenspannungen, die Matrix entsprechend hohen Zugeigenspannungen ausgesetzt. Papakyriacou et al. [46] berichten von hohen Zugeigenspannungen in der Matrix, die bereits hoch genug sind, um plastische Verformungen hervorzurufen. Die Abbildungen 71 und 72 zeigen die resultierende Spannungsverteilung in den Partikeln in x- und y-Richtung nach einem thermischen „Zyklus“, welcher das Abkühlung des Verbundes von der Strangpresstemperatur (460°C) auf Raumtemperatur (20°C), das anschließende Lösungglühen (530°C) sowie das darauffolgende Abschrecken auf Raumtemperatur (20°C) beinhaltet (Abbildungen 5.8 und 5.9). Dabei wird von einem spannungsfreien Zustand des Verbundes nach dem Lösungsglühen ausgegangen. Bei dieser Modellrechnung wurden lediglich die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Partikeln und Matrix berücksichtigt.

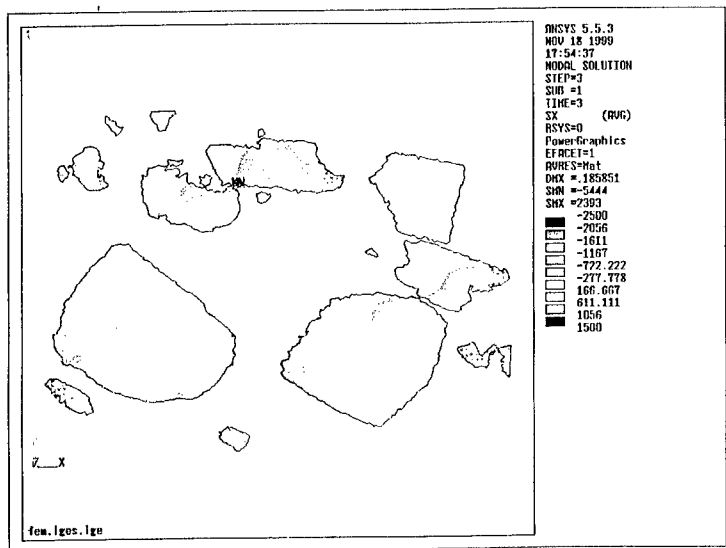


Abbildung 71: Spannungsverteilung σ_x in den Partikeln nach einem thermischen Zyklus

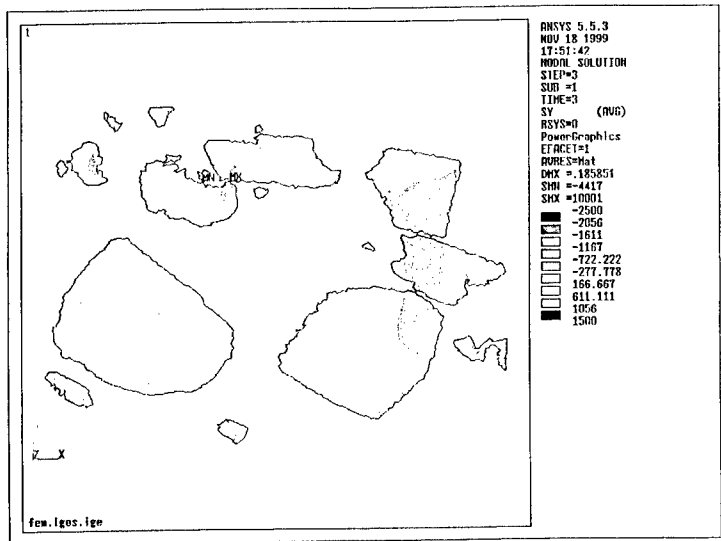


Abbildung 72: Spannungsverteilung σ_y in den Partikeln nach einem thermischen Zyklus

Die Berechnungen verdeutlichen den Aufbau großer lokaler Spannungskonzentrationen im Zug- und Druckbereich. Je nach gegenseitiger Lage der Partikel ist also auch ein Aufbau von Zugeigenspannungen insbesondere an herstellungsbedingten Kanten und Kerben der Partikel möglich, die bereits ohne Einwirken einer zusätzlichen äußeren Belastung zum Sprödbruch einzelner Partikel führen können. Diese Brüche konnten auch im Rahmen der experimentellen Untersuchungen dokumentiert werden (vergleiche Kapitel 4.2). Wie bereits gezeigt, besitzen die Risswinkel dabei keine eindeutige Vorzugsorientierung, da der Aufbau von Eigenspannungen im Wesentlichen von den lokalen Geometrieverhältnissen abhängt. Im unbelasteten Material treten somit auch Winkellagen von 15 und 30° (zur Strangpressrichtung) auf (siehe Abbildung 42). Die resultierende Spannungsverteilung in x- und y-Richtung in der Matrix ist in den Abbildungen 73 und 74 dargestellt.

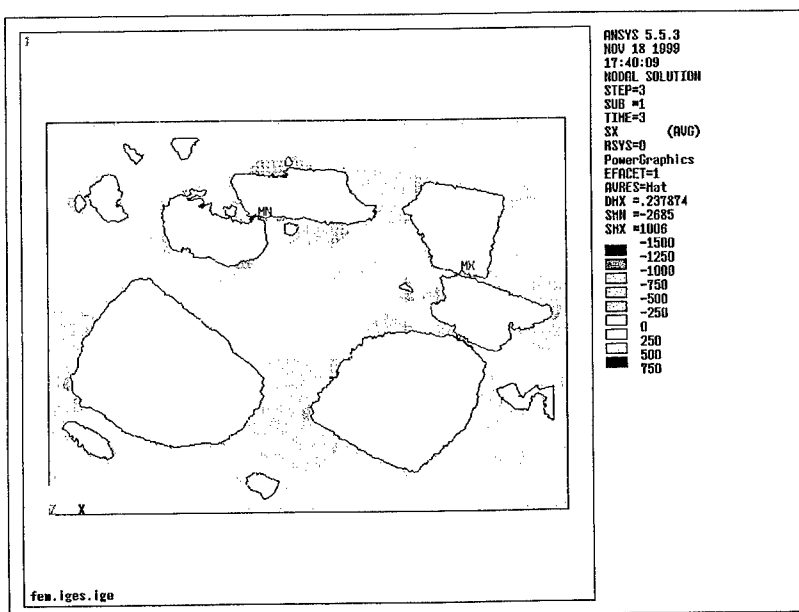


Abbildung 73: Spannungsverteilung σ_x in der Matrix nach einem thermischen Zyklus

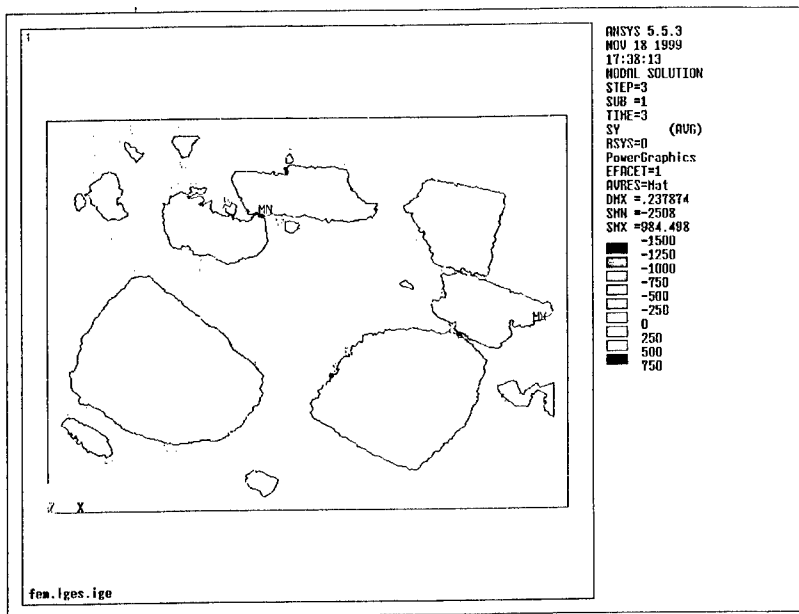


Abbildung 74: Spannungsverteilung σ_y in der Matrix nach einem thermischen Zyklus

Obwohl die thermisch induzierten Zugspannungen in der Matrix dominieren, findet man Zonen, welche mit hohen Druckeigenspannungen beaufschlagt sind. Dies verdeutlicht wiederum, daß an Modellgeometrien durchgeführte Berechnungen nicht generell auf komplexere Geometrieverhältnisse übertragen werden können. Die aus den einzelnen Spannungskomponenten errechnete Vergleichsspannung sowie die sich ergebenden plastischen Vergleichsdehnungen in der Matrix zeigen die Abbildungen 75 und 76.

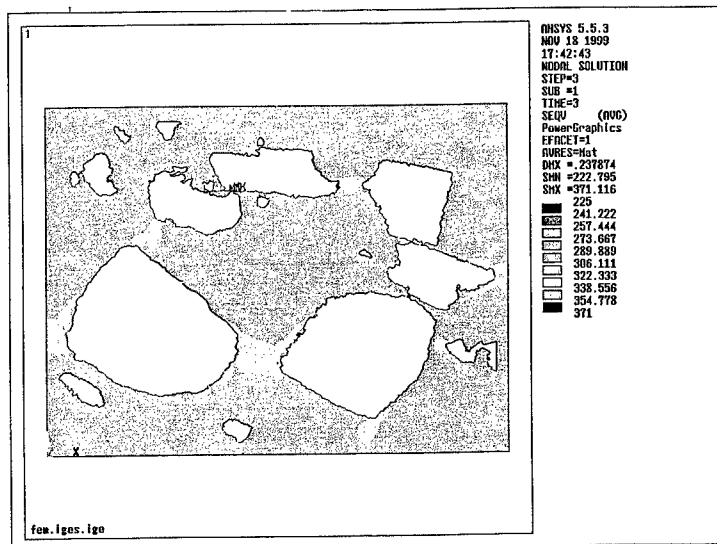


Abbildung 75: Vergleichsspannungsverteilung σ_v in der Matrix (von Mises) nach einem thermischen Zyklus

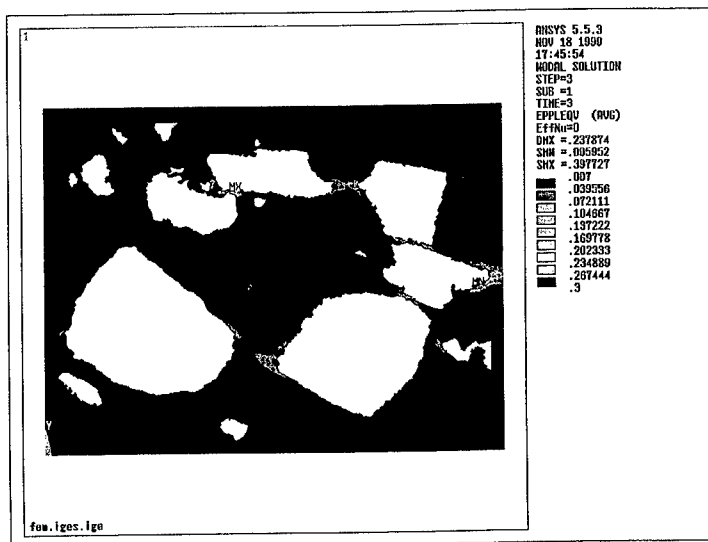


Abbildung 76: Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung ε_{pv} in der Matrix nach einem thermischen Zyklus

Die thermisch induzierten Eigenspannungen wirken sich im Zusammenspiel mit zusätzlichen äußeren Beanspruchungen auf die Schädigungsentwicklung des Verbundwerkstoffes aus. Die Darstellung der Zugspannungsverteilung in den Partikeln bei einer Gesamtdehnung von 0,5 % unter Berücksichtigung der Eigenspannungen (Abbildung 77) verdeutlicht, dass Teilbereiche der Partikel selbst bei einer äußeren Zugbeanspruchung immer noch Druckeigenspannungen aufweisen. Dies wirkt sich im Hinblick auf eine Primärschädigung der Partikel positiv aus. In anderen Teilbereichen entstehen hingegen tendenziell höhere Zugspannungskonzentrationen als bei Berechnungen ohne Berücksichtigung von Eigenspannungen (vergleiche Abbildung 70). Die Bruchwahrscheinlichkeit nimmt folglich in diesen Bereichen zu.

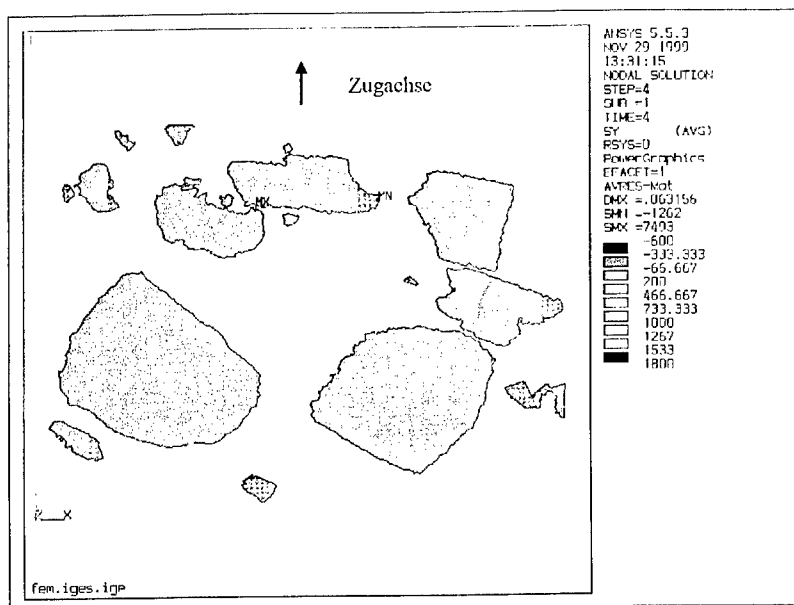


Abbildung 77: Zugspannungsverteilung σ_y in den Partikeln bei einer Gesamtdehnung von 0,5 % und der Berücksichtigung von Eigenspannungen

Durch die thermisch induzierten Eigenspannungen in der Aluminiummatrix in Verbindung mit einer äußeren Zugbeanspruchung ergeben sich Bereiche mit

hohen Vergleichsspannungswerten zwischen den Partikeln (Abbildung 78). Die Zonen plastischer Verformung in der Matrix werden durch das Auftreten der Eigenspannungen vergrößert (Abbildung 79). Durch den Lasttransfer zwischen der Matrix und den Partikeln führt dies zu der beobachteten Erhöhung der maximalen Zugspannung in den Partikeln.

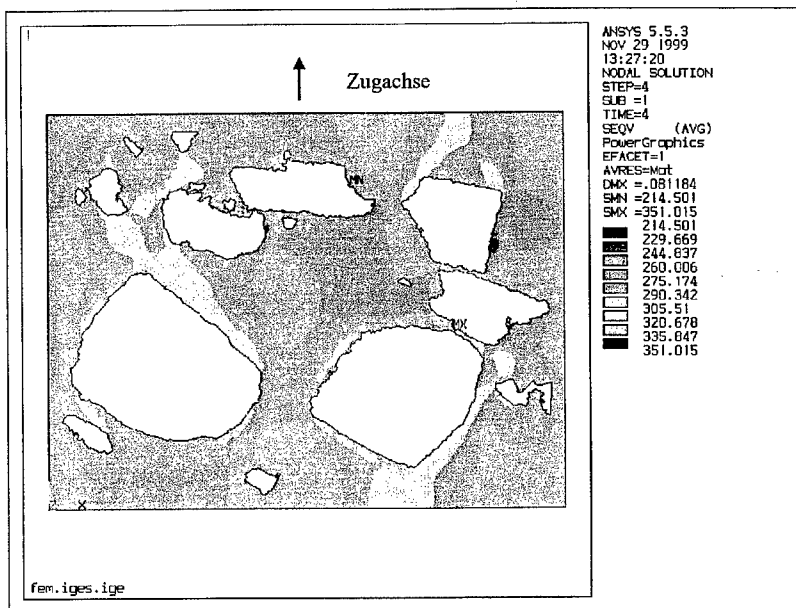


Abbildung 78: Vergleichsspannungsverteilung σ_v in der Matrix (von Mises) bei einer Gesamtdehnung von 0,5 % und der Berücksichtigung von Eigenspannungen

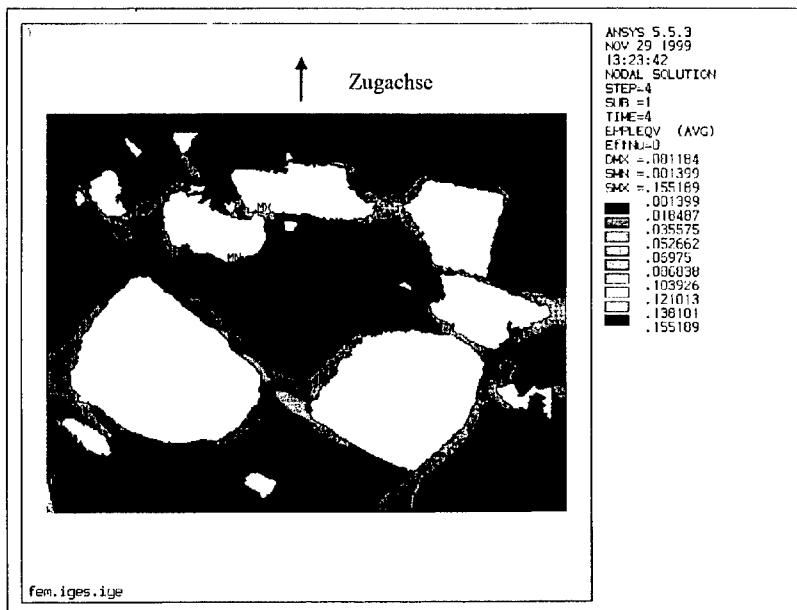


Abbildung 79: Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung ϵ_{pv} in der Matrix bei einer Gesamtdehnung von 0,5 % und der Berücksichtigung von Eigenspannungen

In bezug auf die Schädigungsentwicklung unter Ermüdungsbeanspruchung wird deutlich, warum eine Agglomeration aus kleinen Partikeln unter makroskopisch elastischer (dynamischer) Beanspruchung durchaus rissauslösend wirken kann (Kapitel 3.4.2). Mikroskopisch betrachtet entstehen bereits plastische Verformungen in der Matrix zwischen den Partikeln. Durch den Lasttransfer kommt es zum Aufbau hoher Spannungskonzentrationen in den Partikeln und damit zum Bruch des Agglomerats. Die daraus resultierenden zusätzlichen Spannungskonzentrationen führen zu einer Überschreitung des Schwellenwertes der Matrix und damit letztendlich zu einem ausbreitungsfähigen Ermüdungsriss. Die darauffolgende Rissausbreitungsphase ist dann, wie die Experimente gezeigt haben, vergleichsweise kurz.

5.3 Schädigungsentwicklung unter mechanischer Beanspruchung

5.3.1 Steifigkeitsverlust und Schädigung

Die Untersuchung zum Verhalten des Verbundwerkstoffes 6061/22 zeigen einen annähernd linearen Zusammenhang zwischen der aufgebrachten plastischen Dehnung und der mittleren Steifigkeitsabnahme der Proben unter quasistatischer Beanspruchung (Abbildung 39). Die metallographischen Auswertungen zeigen, dass die Steifigkeitsabnahme des Verbundes mit den auftretenden Partikelbrüchen korreliert werden kann. Die Anzahl der Brüche nimmt mit der plastischen Dehnung zu. Die daraus resultierenden Risse sind auf die Aluminiumoxidpartikel beschränkt. Der Riss breitet sich aufgrund der großen Unterschiede der K_{IC} -Werte zwischen Matrix und Partikel ($K_{ICMatrix}/K_{ICPartikel} \sim 15$) zunächst nicht in das duktile Matrixmaterial aus. Aufgrund des Lasttransfers zwischen Matrix und Partikel kommt es zum Aufbau hoher Spannungskonzentrationen in den Partikeln. Aufgrund des niedrigen K_{IC} -Wertes der Partikel ($K_{ICPartikel} \sim 2MPa\sqrt{m}$) erfolgt der Sprödbbruch von Partikeln mit der Ausbildung plastischer Zonen an den Rissenden in der Matrix (vergleiche Abbildungen 43 und 44). Die Zunahme der nichtausbreitungsfähigen Risse führt zu einer Reduktion der tragenden Restquerschnittsfläche der Probe. Sobald in dem am meisten geschädigten Probenquerschnitt die Bruchdehnung erreicht wird, erfolgt sprödbbruchartiges Probenversagen. Die Anzahl der gebrochenen Partikel ist somit ein direktes Maß für die Schädigung des Werkstoffes.

Den Zusammenhang zwischen Steifigkeitsabnahme und Gesamtrisslänge pro Messfeld bzw. Anzahl der gebrochenen Partikel zeigt Abbildung 80. Dieser kann näherungsweise als linear betrachtet werden (vergleiche auch Abbildungen 38 und 39). Die Probensteifigkeit ist somit als die messtechnisch relevante Schädigungsgröße zu betrachten [84]. Damit ist eine Korrelation zwischen der mechanischen Beanspruchung und der Schädigung im Falle statischer Belastung möglich.

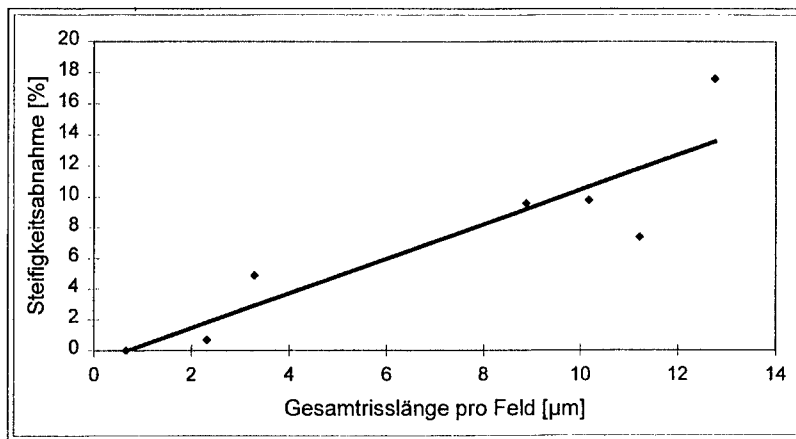


Abbildung 80: Steifigkeitsabnahme über der Gesamtrisslänge pro Messfeld

5.3.2. Erfassung der Schädigung über eine eindimensionale Flächenschädigungsvariable

Um einen Zusammenhang zwischen der Materialbeanspruchung, repräsentiert durch die aufgebrachte Dehnung, und der im Material auftretenden Schädigung herzustellen, führte Kachanov [85, 86] erstmals eine skalare, eindimensionale Schädigungsvariable D ein. Das ursprüngliche Schädigungskonzept diente zur Beschreibung von Kriechbrüchen an Metallen bei erhöhter Temperatur und wurde später von verschiedenen Autoren auf andere Werkstoffgruppen (Keramik, Verbundwerkstoffe) sowie andere Belastungsarten erweitert [87]. Nach Lemaitre [88] kann Schädigung auf mikroskopischer Ebene z.B. als Trennung von atomaren Bindungen und Vergrößerung von mikroskopischen Hohlräumen aufgefasst werden. Bei partikelverstärkten Verbundwerkstoffen sind diese Diskontinuitäten auf den Bruch der Keramikpartikel zu erweitern. Der Größenbereich kann bereits als mesoskopische bezeichnet werden. Die Einteilung der Größenbereiche in mikro-, meso- und makroskopisch ist in hohem Maße vom Gefüge des Werkstoffes abhängig. In Anlehnung an Lemaitre können die Bereiche wie folgt eingeteilt werden:

- Im mikroskopischen Bereich kann beispielsweise die Dehnung mit der Schädigung verknüpft werden (Mikrostrukturmechanik).
- Im mesoskopischen Bereich können Werkstoffgesetze der Mechanik formuliert und die Rissbildung mit dem Schädigungsverhalten korreliert werden (Mesomechanik).
- Der makroskopische Bereich umfasst die Größenordnung von ingenieurmäßigen Bauteilen und damit die Ausbreitung von makroskopischen Rissen im Bauteil (Strukturmechanik).

Im Fall von MMC-Werkstoffen hat es sich gezeigt, dass der mesoskopische Größenbereich zur Definition eines repräsentativen Volumenelements (RVE) benutzt werden kann. Die Größe dieses Volumenelements ist entscheidend bei der Definition einer kontinuierlichen Variablen im Sinne der Kontinuumsmechanik. Das RVE muss groß genug sein, um das Versagen der Mikrodefekte sinnvoll repräsentieren zu können, d.h. es sollten mehrere Mikrodefekte innerhalb des RVE liegen. Lemaître gibt für die meisten Verbundwerkstoffe eine mittlere Größe des RVE von 1 mm^3 an.

In einem Punkt M des geschädigten Körpers wird das RVE über eine Schnittfläche, welche durch ihren Normalenvektor \vec{n} und die Koordinate x entlang der Richtung von \vec{n} festgelegt (Abbildung 81).

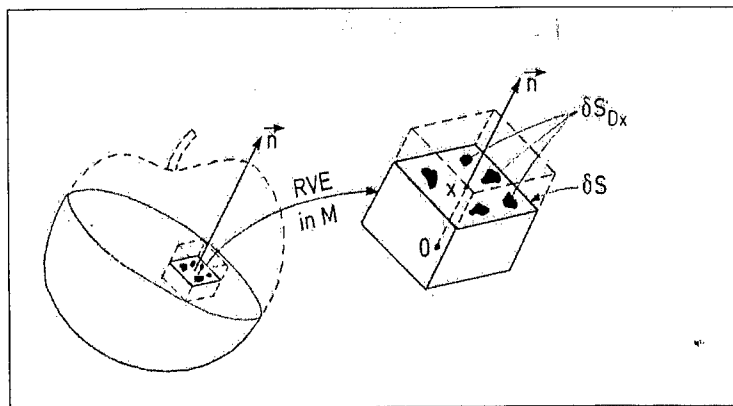


Abbildung 81: Definition des RVE nach Lemaître

Dabei stellt δS die Schnittfläche des Einheitsvolumens und δS_{Dx} die effektive Fläche aller Defekt in δS dar. Die betrachteten Defekte sind im hier betrachteten Fall die gebrochenen Al_2O_3 -Partikel. Der Schädigungsgrad im Punkt M in der Richtung von \vec{n} am Abszissenwert x wird über den Wert der Schädigungsvariable

$$D_{(M,\vec{n})} = \delta S_{Dx} / \delta S \quad (43)$$

definiert. Um eine kontinuierliche Variable über das Einheitsvolumen zu erhalten ist es notwendig, alle Schnittflächen in Abhängigkeit der Koordinate x zu untersuchen. Das Versagen wird letztendlich in dem am meisten geschädigten Querschnitt $D_{(M,\vec{n})} = \text{Max}[D_{(M,\vec{n},x)}]$ erfolgen.

Schließlich erhält man die skalare Variable D, welche vom betrachteten Punkt M und der Richtung \vec{n} abhängt.

$$D_{(M,\vec{n})} = \delta S_D / \delta S \quad (44)$$

D kann dabei Werte zwischen 0 und 1 annehmen. $D = 0$ repräsentiert ungeschädigtes Material, $D = 1$ vollständiges Materialversagen. Es ist anzumerken, dass aufgrund von Instabilitätsprozessen das Probenversagen in der Praxis meist schon vor Erreichen des Wertes $D = 1$ eintritt. Es existiert somit ein kritischer Wert D_c , ab welchem Materialversagen eintritt. Dieser Wert ist sowohl vom Werkstoff als auch von den Belastungsbedingungen abhängig. Die Größe D muss messtechnisch erfasst werden. Dies kann auf verschiedene Arten erfolgen:

- Direkte Schädigungsgrößen (z.B. Risse, Poren etc.): Dazu ist eine bildanalytische Erfassung der Defektflächen δS_D innerhalb der Fläche δS notwendig. Die Methode ist zerstörend und relativ aufwendig, ermöglicht jedoch eine direkte Erfassung der Defekte. Der Schädigungsparameter D ergibt sich aus dem Verhältnis der geschädigten zur ungeschädigten Fläche zu

$$D = \delta S_D / \delta S. \quad (45)$$

- Indirekte Schädigungsgrößen (z.B. Veränderungen der Steifigkeit,

Dämpfung etc.):

- Veränderung des E-Moduls: Diese Methode erfordert eine genaue Dehnungsmessung. Der Elastizitätsmodul \tilde{E} des geschädigten Werkstoffs wird mit dem Elastizitätsmodul E des ungeschädigten Materials verglichen. Die Messung kann in situ durchgeführt werden. Der Schädigungsparameter D ergibt sich aus der Beziehung

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E}. \quad (46)$$

Die Methode ist zur Bestimmung des Schädigungsgrads der untersuchten Verbunde unter quasistatischer Beanspruchung gut geeignet (siehe Kapitel 5.3.1).

- Ultraschallmessungen: Mit diesem Verfahren lassen sich Veränderungen des Elastizitätsmoduls mittels der Ausbreitung von Ultraschallwellen messen. Die Methode wird überwiegend in situ durchgeführt. Der Zusammenhang zwischen Schädigungsparameter, der Variation des Elastizitätsmoduls bzw. der Dichte $\tilde{\rho}$ und longitudinaler Wellengeschwindigkeit \tilde{v}_L ergibt sich aus der Beziehung

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E} = 1 - \frac{\tilde{\rho} \tilde{v}_L^2}{\rho v_L^2}. \quad (47)$$

Soweit die Schädigung hauptsächlich aus kleinen Mikrorissen oder Hohlräumen besteht, erhält man D über die Näherung $\left(\frac{\tilde{\rho}}{\rho}\right) \approx 1$ zu

$$D \approx 1 - \frac{\tilde{v}_L^2}{v_L^2}. \quad (48)$$

Bei partikelverstärkten Verbunden erweist sich die Auflösung dieser Messmethode als zu unempfindlich. Wie eigene Untersuchungen gezeigt haben, können Partikelbrüche nicht detektiert werden.

- Andere Methoden: Es existieren verschiedene andere Messmethoden für den Schädigungsparameter D , welche auf dem Einfluss der Schädigung auf physikalische oder mechanische Eigenschaften basieren. In Frage kommen

z.B. Veränderungen der Dichte, des elektrischen Widerstandes, der zyklischen plastischen Dehnungs- bzw. Spannungsamplitude in Abhängigkeit der auftretenden Werkstoffschädigung.

Lemaitre gibt in [88] eine umfassende Übersicht über die Anwendungsmöglichkeiten der einzelnen Methoden an.

Im Rahmen der Untersuchungen zum Schädigungsverhalten des Verbundwerkstoffes 6061/22 unter quasistatischer Belastung wurde die Schädigung unter anderem mit Hilfe der direkten Messung der gebrochenen Partikel bzw. der maximal geschädigten Fläche in Ebenen senkrecht zur Belastungsrichtung bestimmt (Kapitel 4.2). Die geschädigte Fläche wurde anhand von Schliffbildern mit Hilfe des digitalen Bildanalysesystems durchgeführt. Dabei wurden die im Längsschliff bestimmten Risslängen näherungsweise in Kreisflächen umgerechnet und diese aufsummiert. Der Schädigungsparameter berechnet sich nach Gleichung 44 zu

$$\delta S_D = \sum_{i=1}^n \pi r_i^2.$$

Neben der geschädigten Fläche wurde auch die durch die Steifigkeitsabnahme (indirekte Messmethode) definierte Schädigung (Gleichung 46) berechnet. In Abbildung 82 sind die Messpunkte sowie die linearen Regressionsgeraden für diese beiden Messmethoden dargestellt.

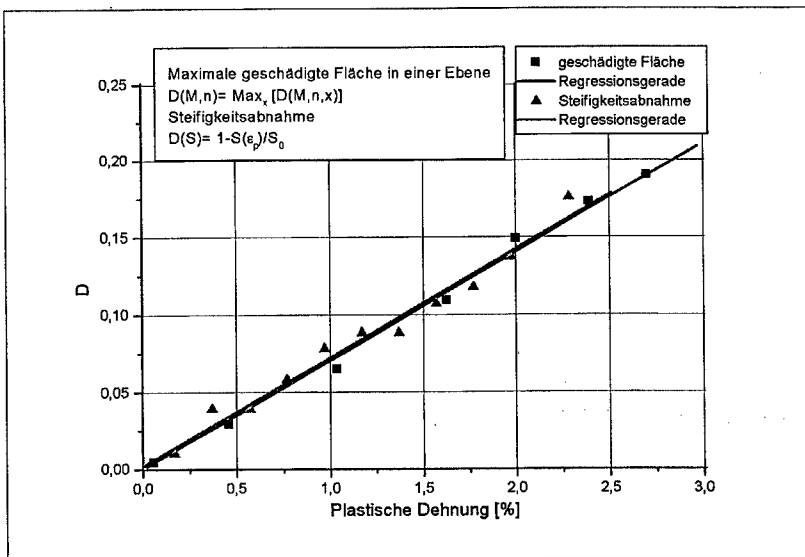


Abbildung 82: Schädigungsparameter D in Abhängigkeit der plastischen Dehnung

Die Regressionsgeraden der direkten und indirekten Messmethode liegen im Rahmen der Messgenauigkeit aufeinander. Dies ist zu erwarten, wenn die Summe aller Partikelbrüche in einer Ebene senkrecht zur Beanspruchungsrichtung direkt mit der Reduktion der tragenden Restquerschnittsfläche verknüpft ist. Die Flächenreduktion wirkt sich also direkt auf die Probensteifigkeit aus. Die geringen Abweichungen der Regressionsgeraden ergeben sich aus den Messungenauigkeiten bei der Bestimmung der geschädigten Fläche. Wird der kritische Wert überschritten, erfolgt sprödebruchartiges Probenversagen. Wie bereits angesprochen, findet das Probenversagen vor Erreichen des Wertes $D = 1$ statt. Im Fall der hier beschriebenen Beanspruchung ergibt sich ein Wert von $D_c = 0,2$.

5.3.3 Schädigungsentwicklung unter Ermüdungsbeanspruchung

In Kapitel 3.6.2.1 wurde gezeigt, dass die Schädigungsentwicklung unter Ermüdungsbeanspruchung durch die Zunahme der Dehnungsamplitude bei spannungskontrollierter Versuchsführung messtechnisch erfasst werden kann. Die Steifigkeitsabnahme der Probe ist dabei mit dem geschädigten Probenquerschnitt im Bereich der makroskopischen Rissausbreitungsphase korrelierbar. Der über den Steifigkeitsabfall ermittelte Schädigungsverlauf ist dabei nichtlinear. Der technische Anriss wurde bei einer geschädigten Fläche von 2 % des Probenquerschnitts festgelegt (Kapitel 3.6.2.2). Dieser Wert ist messtechnisch (z.B. über die Potentialsondenmethode) sicher erfassbar. Der messtechnisch erfassbare Anteil der Rissausbreitungsphase an der Gesamtlebensdauer hängt allerdings von der Beanspruchungshöhe ab. Bei Lebensdauerwerten $N > 5 \cdot 10^5$ (HCF) ist eine Trennung von Anrisslebensdauer und Gesamtlebensdauer nicht mehr möglich. Im Übergangsbereich zwischen HCF und LCF ist eine messtechnische Erfassung möglich (siehe Abbildung 83). Dabei kann der Schädigungsparameter D über die Zunahme der Dehnungsamplitude durch die Beziehung

$$D = 1 - \frac{\varepsilon_0}{\varepsilon_a} \quad (49)$$

definiert werden. Dabei entspricht ε_0 der Dehnungsamplitude bei ungeschädigtem Material.

Die entsprechenden Schädigungsverläufe für die Legierung 6061/22 ($R=0,1$) sind für drei unterschiedliche Spannungsamplituden in Abhängigkeit der auf die Bruchschwingspielzahl normierten Lebensdauerwerte in Abbildung 83 dargestellt.

Der Schädigungsparameter D kann auch über das Konzept der effektiven Spannung [85, 88] definiert werden. Dabei stellt σ_{eff} die Spannung dar, die sich aus der Reduktion der tragenden Restquerschnittsfläche ergibt. Die effektive Spannungsamplitude bei Ermüdungsbeanspruchung berechnet sich zu

$$\sigma_{eff} = \frac{\sigma_A}{1-D} \quad (50)$$

Dabei ist σ_A die an der Probe anliegende Spannungsamplitude bei vorgegebenem R-Verhältnis.

Bei vorgegebenen Werten von D und σ_A lassen sich anhand der Gleichung 50 die entsprechenden Werte für σ_{eff} berechnen. Setzt man diese in die Wöhler-Beziehung

$$\sigma \cdot N^n = \text{const} \quad (51)$$

ein, kann daraus die resultierende Lebensdauermindeung berechnet werden. Der resultierende Verlauf des analytisch bestimmten Schädigungsparameters $D_{analytisch}$ ist ebenfalls in Abbildung 83 dargestellt.

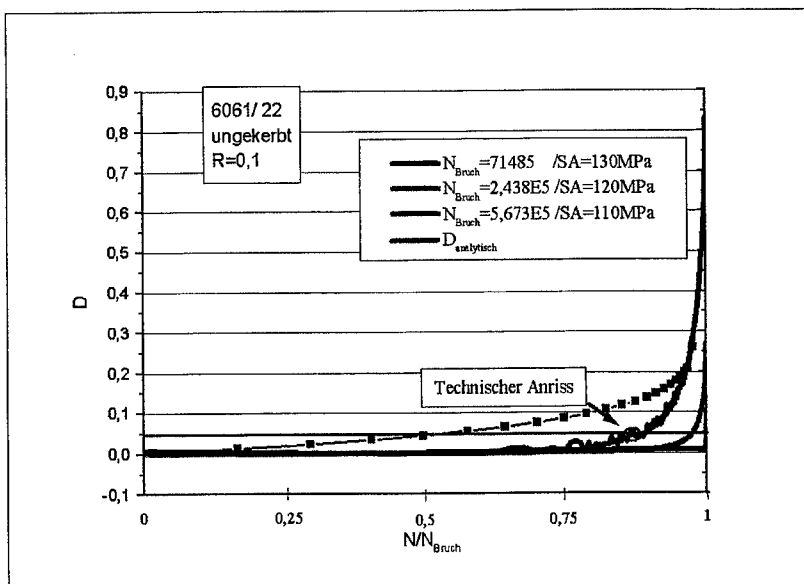


Abbildung 83: Schädigungsparameter D über der auf die Bruchlebensdauer normierten Schwingspielzahl

Die analytisch berechnete Kurve liegt im Bereich bis $0,9 \cdot N_{Bruch}$ deutlich über den experimentell ermittelten Verläufen. Die experimentellen Kurven liegen

umso näher an der analytisch bestimmten, je höher die äußere Beanspruchung ist. Dies ist dadurch zu erklären, dass bei der Berechnung des Schädigungsverlaufes über das Konzept der effektiven Spannung von einer akkumulierten Schädigung ab dem ersten Zyklus ausgegangen wird. Dies wäre der Fall, wenn, wie unter monotoner Beanspruchung, eine mit der Schwingspielzahl zunehmende Anzahl an gebrochenen Einzelpartikeln den Schädigungsverlauf bestimmen würde. Dies ist bei Ermüdungsbeanspruchung im HCF-Bereich nicht der Fall. Da die äußere Beanspruchung im makroskopisch elastischen Bereich liegt, erfolgt die Rissinitiierung bevorzugt an großen Partikelagglomerationen. Die Schädigung bleibt über einen Großteil der Lebensdauer eng lokal begrenzt (Anrisslebensdauer) und ist damit messtechnisch nicht erfassbar.

Bei Versuchen im Übergangsbereich HCF-LCF ($SA=130$ MPa) wird die Abweichung der experimentellen Werte von der analytischen Kurve geringer. Dies ist dadurch zu erklären, dass der Anteil der zum Versagen führenden Defekte (Fehlstellen) an der Grundgesamtheit aller Defekte mit zunehmender Spannungsamplitude größer wird. Der Schädigungsverlauf wird zunehmend durch den Bruch einzelner Partikel mitbestimmt. Die Anrisslebensdauer wird zu niedrigeren Lebensdauerwerten verschoben, der Anteil der Rissausbreitungsphase an der Gesamtlebensdauer nimmt zu. Die analytisch berechnete Kurve stellt somit den Grenzfall für Rissausbreitung ab dem ersten Zyklus dar.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass eine Erfassung des Schädigungsverlaufes unter Berücksichtigung des derzeitigen Auflösungsvermögens der verwendeten (indirekten) Messmethoden nur im LCF-Bereich sinnvoll erscheint. Eine direkte Erfassung des Schädigungsverlaufes über die Messung der geschädigten Fläche anhand von Schliffbildern wäre theoretisch auch im HCF-Bereich möglich, ist aufgrund des enormen Aufwands (zerstörendes Verfahren) jedoch kaum praktikabel.

In diesem Fall empfiehlt sich eine Erfassung der makroskopischen Rissausbreitungsphase über klassische Methoden, wie z.B. da/dN -Kurven.

5.4. Lebensdauervorhersage für schwingende Beanspruchung

5.4.1 Vorhersage der Anrisslebensdauer mit Hilfe des Oberflächen-Spannungsintegrals

Im Rahmen dieser Arbeit wurde zunächst ein „klassisches“ Konzept zur Vorhersage von Anrisslebensdauerwerten verwendet. Das Ziel dieses Konzeptes ist es, die Anrisslebensdauerwerte von ungekerbten Laborproben mit Hilfe des Spannungsintegralkonzeptes auf einfache Bauteile (gekerbte Proben) zu übertragen (siehe auch Kapitel 2.1). Anhand der experimentell ermittelten Daten beider verstärkter Legierungen wurde die Lebensdauerabschätzung der gekerbten Proben zunächst mit Hilfe des Oberflächenspannungsintegrals durchgeführt. Dieses Konzept wurde bereits von mehreren Autoren erfolgreich für unverstärkte Werkstoffe angewendet [10, 14, 15, 52, 89]. Der Vorteil dieses Konzeptes ist die Erfassung der hochbeanspruchten Bauteiloberfläche als Ort für die Anrissbildung durch das Oberflächen-Spannungsintegral für einfache Bauteilgeometrien anhand von analytischen Näherungslösungen. Eine Bestimmung des Spannungsintegrals über aufwendigere numerische Verfahren, beispielsweise mit Hilfe der FEM, ist nur für kompliziertere Geometrien beziehungsweise mehrachsige Beanspruchungszustände notwendig.

Im folgenden wird die Vorgehensweise bei der Vorhersage der Anrisslebensdauerwerte für gekerbte Proben der Legierung 6061/22 ($R=0,1$) schrittweise erläutert. In Abbildung 84 sind die Anrisslastspielzahlen der ungekerbten und gekerbten Proben in Abhängigkeit der aufgebrachten Maximalspannung im Kerbgrund dargestellt. Die ungekerbten Proben dienen als Referenzproben, bei welchen die Maximalspannung der Nennspannung entspricht. Bei den gekerbten Proben (Kerbfaktor $\alpha_k=5,1$) können bereits makroskopisch plastische Verformungen im Kerbgrund während der Ermüdung auftreten. Die maximalen Spannungswerte wurden daher mit Hilfe elastisch-plastischer FEM-Berechnungen ermittelt. Die Anpassung der

Streubänder für die ungekerbten Proben erfolgte mit Hilfe der allgemeinen Streubandfunktion (Gleichung 17) unter Zugrundelegung der Weibull-Verteilung. Zur einfacheren Transformation der Messwerte wurden die Streubänder in erster Näherung parallel angepasst. Dazu wurden die Lebensdauerwerte auf den einzelnen Lastniveaus mit Hilfe der Weibull-Verteilung statistisch ausgewertet. Das Lastniveau mit der größten Streuung bestimmt die Streubreite der angepassten Streubandfunktion. Zwei Punkte gleicher Anrisswahrscheinlichkeit auf dem höchsten und niedrigsten Lastniveau legen die Steigung der Wöhler-Geraden fest. Diese Art der Anpassung entspricht der in der Literatur üblichen Vorgehensweise [15, 42]. Der daraus resultierende Basquin-Exponent beträgt $n_{\text{bas}}=0,1$.

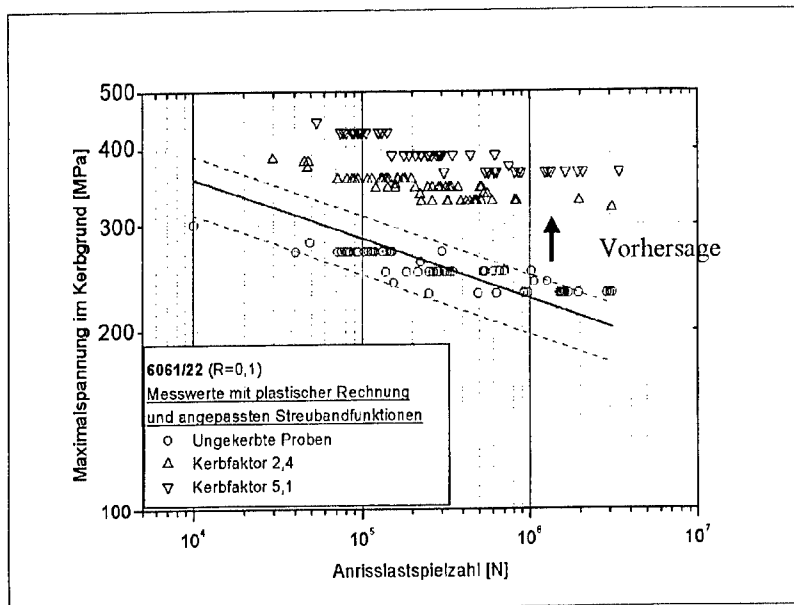


Abbildung 84: Vorgehensweise zur Vorhersage der Streubänder für die Anrisslebensdauerwerte der gekerbten Proben

Im Falle paralleler Streubänder lassen sich die Anrisslastspielzahlen der ungekerbten Proben mit Hilfe der Basquin-Beziehung (Gleichung 51) auf eine frei wählbare, konstante Schwingspielzahl $N=\text{const.}$ transformieren. Dieser

Wert kann frei bestimmt werden, es empfiehlt sich jedoch eine Wahl innerhalb des Gültigkeitsbereichs der parallelen Streubänder, z. B. $N=10^7$ Schwingspiele.

Als Resultat der Transformation erhält man eine Verteilung aller Anrisslebensdauerwerte in Abhängigkeit der Nennspannung bzw. Maximalspannung im Kerbgrund. Diese Verteilung lässt sich mit Hilfe der allgemeinen Streubandfunktion (Gleichung 17) anpassen. Als Ergebnis der Anpassung erhält man den Lageparameter A_V sowie den Streuparameter (Weibullparameter) k der allgemeinen Streubandfunktion (Abbildung 85).

Das Ziel ist es nun, die Streubänder für die Anrisslebensdauerwerte der gekerbten Proben ohne Kenntnis der entsprechenden experimentellen Daten vorherzusagen beziehungsweise abzuschätzen. Dazu bedient man sich der Größe Z , die den Einfluss der Probenform in der allgemeinen Streubandfunktion repräsentiert. Die Größe $Z=S/S_0$ stellt dabei den Quotienten der Spannungsintegrale der gekerbten und ungekerbten Proben dar.

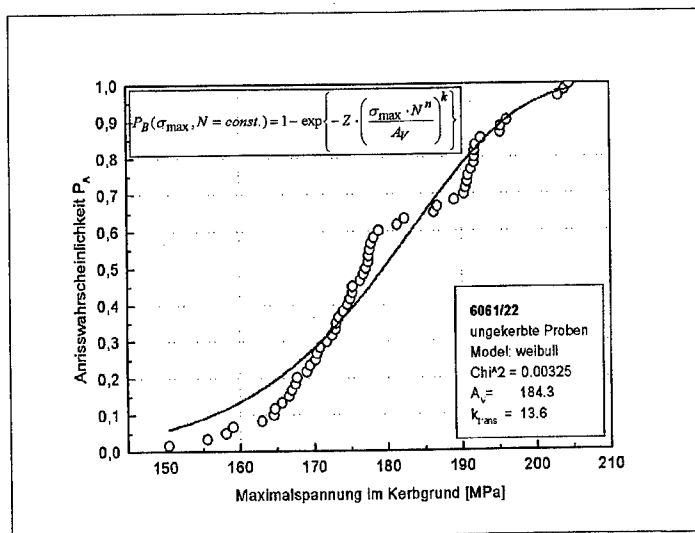


Abbildung 85: Anpassung der transformierten Messwerte mit Hilfe der allgemeinen Streubandfunktion

Zur vollständigen Beschreibung der transformierten Messwerte mit Hilfe der allgemeinen Streubandfunktion müssen die Werte der Spannungsintegrale berechnet werden. Der Wert des Oberflächenspannungsintegrals S_0 der ungekerbten Proben berechnet sich in erster Näherung nach der Formel

$$S_0 = 2 * \pi * r * l_0 \quad (52)$$

mit dem Radius r sowie der Länge l_0 der freien Messlänge der Proben. Zur genaueren Berechnung unter Einbeziehung der Übergangsradien zum Einspannquerschnitt können Ergebnisse aus FE-Berechnungen herangezogen werden. Die daraus resultierenden Abweichungen sind jedoch kleiner als zwei Prozent. Zur Berechnung des Oberflächen-Spannungsintegrals S der gekerbten Proben existieren Näherungslösungen. In Abbildung 86 sind die Geometrie Größen für die Näherungslösung nach Böhm [8] dargestellt.

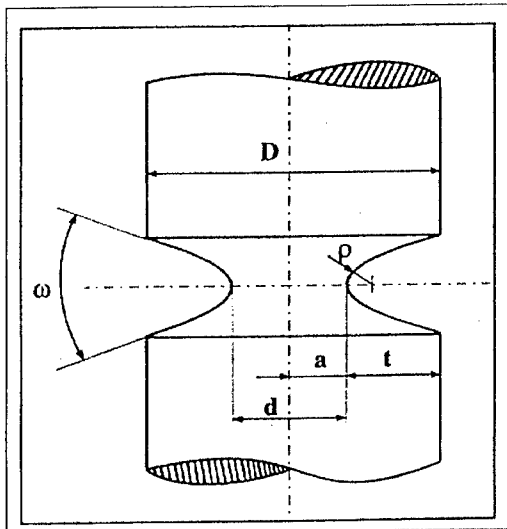


Abbildung 86: Geometrie Größen nach Böhm

Unter der Voraussetzung reiner Axialbeanspruchung sowie eines Kerböffnungswinkel von $\omega = 60^\circ$ reduziert sich das Spannungsintegral auf ein Randintegral nach der Formel

$$S = \int_A g(s)^k ds = a^2 * f\left(\frac{a}{\rho}\right) * f\left(\frac{t}{\rho}\right) * f(k) \quad (53)$$

mit den Näherungsfunktionen

$$f\left(\frac{a}{\rho}\right) = \left(\frac{a}{\rho}\right)^{-0.95},$$

$$f\left(\frac{t}{\rho}\right) = 1 - 0.2 * \left(\frac{t}{\rho}\right)^{-0.55} \quad \text{sowie}$$

$$f(k) = 11.2 * k^{-0.45}.$$

Die Kerbschärfe kann bei einem konstanten Öffnungswinkel ω alleine durch die auf den Kerbradius bezogenen Kerbparameter a/ρ beziehungsweise t/ρ beschrieben werden. Die Abhängigkeit des Spannungsintegrals vom Streuparameter k wird getrennt erfaßt. Böhm gibt in den Definitionsbereichen ($1 \leq a/\rho \leq 50$; $0,5 \leq t/\rho \leq 20$; $3 \leq k \leq 24$) eine Abweichung von maximal 11 % zum Integralgleichungsverfahren an.

Mit Hilfe der transformierten allgemeinen Streubandfunktion

$$\sigma = \frac{A_V}{N^n} * \left[-\frac{S_0}{S} * \ln(1 - P_B) \right]^{\frac{1}{k}} \quad (54)$$

können bei gegebener Ausfallwahrscheinlichkeit P_B die Spannungswerte (Vorhersage) zu der gewählten, konstanten Schwingspielzahl N bestimmt werden (Abbildung 87). Damit ist die Auftragung der vorhergesagten Lebensdauerlinien für die Ausfallwahrscheinlichkeiten von 10, 50 und 90 % möglich.

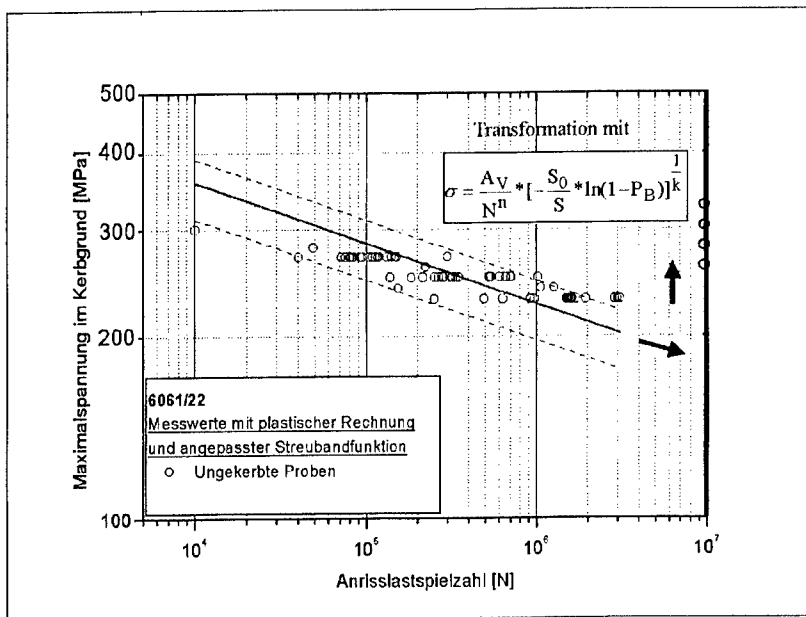


Abbildung 87: Transformation der Messwerte mit Hilfe der allgemeinen Streubandfunktion

Abbildung 88 zeigt die mittels der Streubandfunktion berechneten Streubänder für Proben mit unterschiedlichem Kerbfaktor ($\alpha_k = 2,4$ und $\alpha_k = 5,1$). In die Abbildung sind zusätzlich die Messwerte für die Anrisslebensdauer der ungekerbten und gekerbten Proben eingezeichnet. Die Verteilungsparameter der transformierten Messwerte sind Abbildung 85 zu entnehmen.

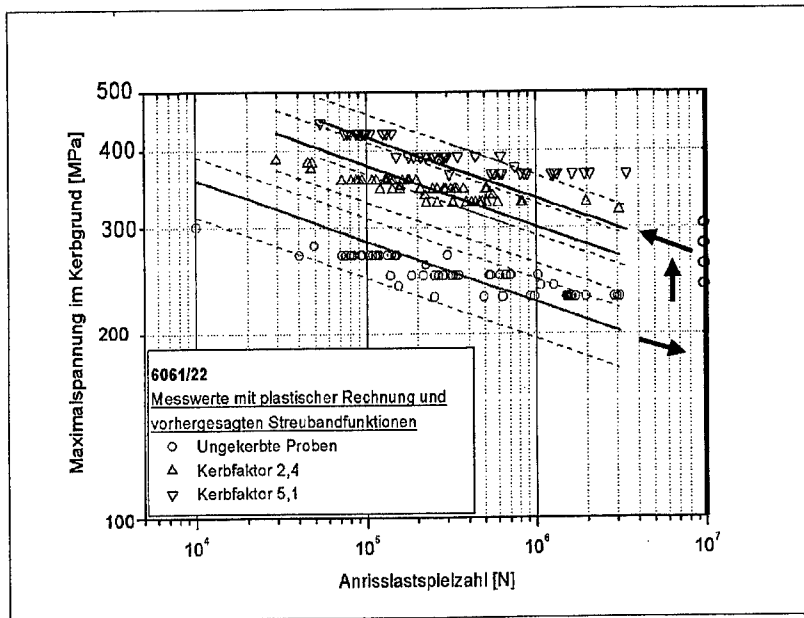


Abbildung 88: Vorhergesagte Streubandfunktionen für die Legierung 6061/22 ($R = 0,1$)

Die Messwerte der Proben mit dem Kerbfaktor 2,4 liegen innerhalb der vorhergesagten Streubänder. Die vorhergesagten Streubänder für die Proben mit dem Kerbfaktor 5,1 liegen allerdings bei etwas zu tiefen Spannungswerten. Dennoch ist festzustellen, dass eine Vorhersage der Streubänder für die Anrisslebensdauer der gekerbten Proben mittels der Referenzproben mit gutem Erfolg möglich ist [90]. Die Abschätzung ist dabei stets konservativ.

5.4.2. Vorhersage der Anrisslebensdauer mit Hilfe des Volumen-Spannungsintegrals unter Berücksichtigung der mikrostrukturellen Aspekte der Schädigung

Die bisher durchgeführten Berechnungen lassen den Schluss zu, dass eine Verbesserung der Lebensdauerabschätzung für die gekerbten Proben nur dann möglich ist, wenn die besonderen mikrostrukturellen Aspekte der Anrissbildung beziehungsweise Schädigungsentwicklung der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten MMC-Werkstoffe mit berücksichtigt werden. Wie bereits in Kapitel 4.3.1 gezeigt wurde, hängt die Streuung der Anrisslebensdauer im Zeitfestigkeitsbereich von der aufgebrachten Spannungsamplitude ab. Die Streuung nimmt bei niedrigeren Spannungswerten zu, d. h. ein paralleles Streuband ist nicht zu erwarten. Desweiteren wurde bislang für die Lebensdauervorhersage mit der am höchsten anrissgefährdeten Bauteiloberfläche (Oberflächen-Spannungsintegral) gerechnet, da seine einfache analytische Berechenbarkeit für einfache Bauteilgeometrien anhand von Näherungsformeln ein entscheidender Vorteil ist. Bei der Auswertung der Bruchflächen der Ermüdungsproben (Kapitel 4.3.2) zeigt sich jedoch, dass aufgrund der sehr heterogenen Mikrostruktur, insbesondere aufgrund des Vorhandenseins großer Defekte, eine Anrissbildung sowohl im Oberflächenbereich als auch im Inneren der zylindrischen Rundproben erfolgt. Diese Anrisslage ist durch die Berücksichtigung der höchstbeanspruchten Bauteiloberfläche nicht erfassbar. Es empfiehlt sich daher, das höchstbeanspruchte Bauteilvolumen über das Volumen-Spannungsintegral in die Berechnungen mit einzubeziehen. Für das Volumen-Spannungsintegral existieren allerdings keine einfachen analytischen Lösungsansätze mehr. Die Berechnung kann daher nur über numerische Verfahren, wie beispielsweise die FEM, erfolgen.

Sowohl durch die Schädigungsuntersuchungen (Kapitel 4.2) als auch durch die kontinuumsmechanischen Betrachtungen (Kapitel 5.2) konnte gezeigt werden, dass das Auftreten von messbarer Schädigung des Verbundes mit dem Auftreten plastischer Verformung in der Matrix korrelierbar ist. Durch die heterogene Mikrostruktur, insbesondere durch das Auftreten von

Partikelagglomeration sowie durch die Kerbgeometrie entsteht ein dreiachsiger Spannungszustand im höchstbeanspruchten Probenvolumen. Plastische Verformungen in der Aluminiummatrix sind bei mehrachsigen Spannungszuständen über eine entsprechende Vergleichsspannung erfassbar. Aus diesem Grund wird im folgenden die maximale Vergleichsspannung im Kerbgrund (nach Mises), welche mit Hilfe der FEM für die jeweilige Kerbgeometrie berechnet wurde, als Abszissenwert zur Darstellung der Anrisslebensdauerwerte verwendet.

Zusammenfassend ergeben sich folgende Modifikationen bezüglich des in Kapitel 5.4.1 verwendeten Konzeptes:

- Die unterschiedliche Streuung auf den einzelnen Lastniveaus wird durch nichtparallele Streubänder berücksichtigt.
- Das Oberflächen-Spannungsintegral wird durch das Volumen-Spannungsintegral ersetzt.
- Anstelle der maximalen Zugspannung im Kerbgrund wird die Vergleichsspannung (nach Mises) verwendet.

In Abbildung 89 ist die entsprechende Anpassung der Anrisslebensdauerwerte der ungekerbten Proben der Legierung 6061/22 ($R=0,1$) dargestellt. Der Streuparameter k ist nun vom Lastniveau abhängig.

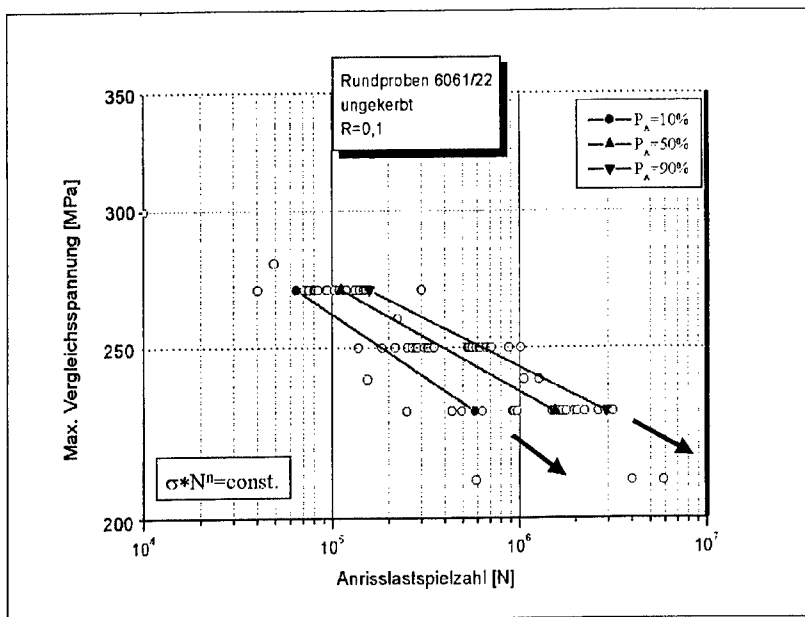


Abbildung 89: Transformation der Anrisslastspielzahlen auf $N = \text{const} = 1 \cdot 10^7$ mit Hilfe nichtparalleler Streubänder

Die Transformation der Messwerte auf die konstante Schwingungszahl $N = 1 \cdot 10^7$ mit Hilfe der Basquin-Beziehung erfolgt nun in Abhängigkeit der Anrisswahrscheinlichkeit P_B mit unterschiedlichem Basquin-Exponenten n_{bas} . Der Wert des Basquin-Exponenten hängt dabei von der Anrisswahrscheinlichkeit ab. Es muss folglich für jeden Messwert mit Hilfe der Weibull-Verteilung die entsprechende Anrisswahrscheinlichkeit in Abhängigkeit des Lastniveaus berechnet werden. Aus der Verbindung von Punkten gleicher Anrisswahrscheinlichkeit auf unterschiedlichen Lastniveaus ergibt sich der für die Transformation benötigte Basquin-Exponent. Die resultierende Häufigkeitsverteilung sowie die Parameter der Anpassung mit Hilfe der allgemeinen Streubandfunktion zeigt die Abbildung 90. Die Anpassung gelingt besser als bei „paralleler“ Transformation der Messwerte (vergleiche Abbildung 85).

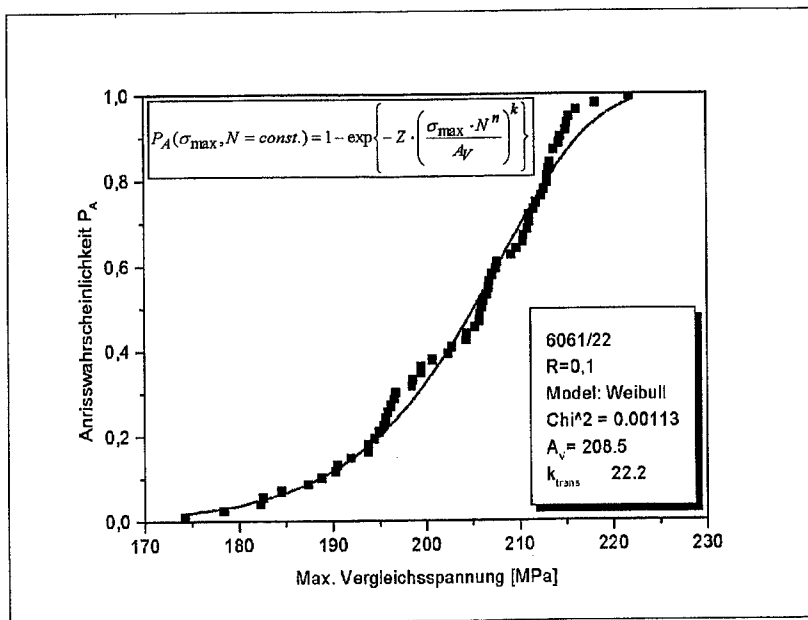


Abbildung 90: Anpassung der transformierten Messwerte mit Hilfe der allgemeinen Streubandfunktion

Die weitere Vorgehensweise bei der Abschätzung der Streubänder für die gekerbten Proben mit Hilfe der transformierten allgemeinen Streubandfunktion (Gleichung 54) erfolgt analog zu der in Kapitel 5.4.1 beschriebenen Vorgehensweise. Lediglich die Bestimmung der Spannungsintegrale der gekerbten Proben gestaltet sich aufwendiger, da das höchstbeanspruchte Volumen nicht über analytische Näherungslösungen berechenbar ist. Aus diesem Grund erfolgt die Berechnung der Spannungsintegrale mit Hilfe der FEM. Dazu wurden rotationssymmetrische Modelle der Kerbgeometrien erstellt (Abbildung 91). Ausgewertet wurde die Vergleichsspannungsverteilung in Abhängigkeit der kartesischen Ortskoordinaten. Die Berechnungen sollten unter realistischen Annahmen für die Nennspannungen der Kerbgeometrien im vorherzusagenden Anrisslebensdauerbereich durchgeführt werden, da bei scharf gekerbten Bauteilen bereits bei niedrigen Nennspannungen plastische Verformungen im

Kerbgrund auftreten können und diese sich auf den Verlauf des Spannungsgradienten und damit auf die Größe des hochbeanspruchten Volumenbereiches auswirken.

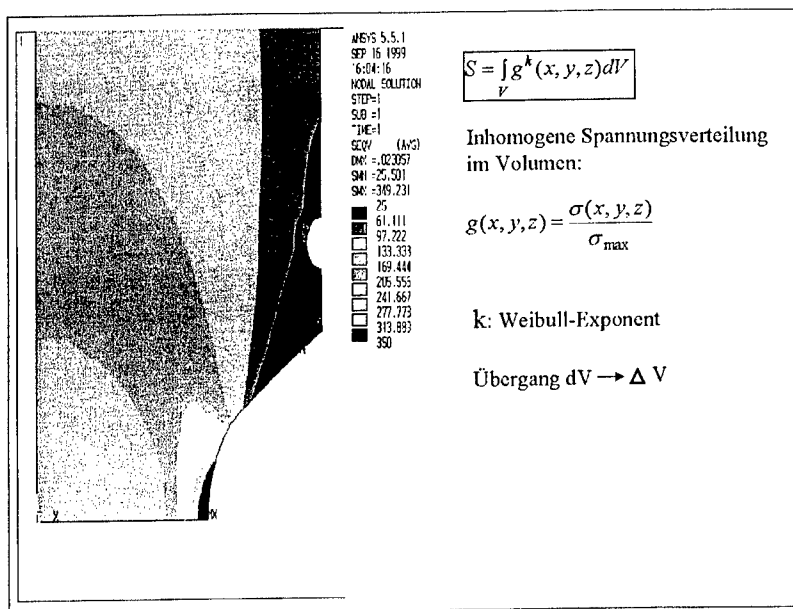


Abbildung 91: Abschätzung des Volumen-Spannungsintegrals mit Hilfe der FEM

Die Berechnung des Volumen-Spannungsintegrals erfolgt durch schrittweise Bestimmung des auf die Maximalspannung normierten Spannungsverlaufes $g(x, y, z)$. Über das FEM-Programm ANSYS kann das Volumen derjenigen Elemente bestimmt werden (ΔV_i), die einem definierten Spannungsbereich, also beispielsweise zwischen 100 und 99 % der maximal auftretenden (Vergleichs-) Spannung im Kerbgrund liegen. Werden diese Intervalle (hier 1 % Spannungsabfall) ausreichend klein gewählt, kann von einer abschnittsweise konstanten Ortsfunktion $g(x, y, z) = \text{const.}$ ausgegangen werden. Die Berechnung der Spannungsintegrale erfolgt nun näherungsweise durch die Summation des Produktes aus der abschnittsweise konstanten Ortsfunktion und den Teilvolumina zu:

$$S = \sum_1^i g_i^k \cdot \Delta V_i \quad (55)$$

Dabei entspricht i der Anzahl der Spannungsintervalle bzw. Teilvolumina.

Die Größe der gewählten Spannungsintervalle hängt dabei von der Steigung des Spannungsgradienten und somit von den Geometrieverhältnissen ab. Für den Anwender stellt sich die Frage, ab welchem Prozentsatz der Maximalspannung die Summation abgebrochen werden kann. Dies ist gleichbedeutend mit der Frage nach der Definition des hochbeanspruchten Volumenbereiches. In der Literatur findet sich dazu keine einheitliche Festlegung. Sonsino [91] berücksichtigt beispielsweise Zonen, deren Spannungen mindestens 95 % der Maximalspannung betragen. Zenner et al. [16] haben detaillierte Untersuchungen zum Einfluss der Zonengrößen auf das Verhältnis der Spannungsintegrale von Flachproben durchgeführt. Sie wählen für die Berechnungen der Oberflächenintegrale gekerbter Flachproben Bereiche bis 80 % der maximal auftretenden Spannung.

Im Rahmen der Berechnung der Spannungsintegrale der untersuchten gekerbten Rundproben kann festgestellt werden, dass Bereiche, in denen die Spannungen unterhalb von 80 % der Maximalspannung liegen, nur noch einen vernachlässigbaren Einfluss auf den Wert des Volumen-Spannungsintegrals haben. Hierbei kommt der Einfluss des Weibull-Exponenten k zum tragen. Je höher der Exponent k ist, desto weniger tragen niedrig beanspruchte Bereiche zum Gesamtspannungsintegral bei.

In Abbildung 92 sind die vorhergesagten Streubänder unter Verwendung des Volumen-Spannungsintegrals, der Vergleichsspannung und der nichtparallelen Streubänder zusammen mit den experimentell ermittelten Daten der gekerbten Proben der Legierung 6061/22 ($R=0,1$) dargestellt. Die Vorhersage mittels des Volumen-Spannungsintegrals führt zu deutlich besseren Ergebnissen als mit Hilfe des Oberflächen-Spannungsintegrals (vergleiche Abbildung 88). Lediglich bei den scharf gekerbten Proben ($\alpha_k=5,1$) wird die Steigung der Lebensdauerlinien etwas zu konservativ vorhergesagt. Es ist anzumerken, dass der Gültigkeitsbereich der

vorhergesagten Streubänder ausschließlich den experimentell abgedeckten Anrisslebensdauerbereich (Zeitfestigkeitsbereich) der ungekerbten Proben umfasst. Eine Extrapolation zu niedrigeren oder höheren Anrisslebensdauerwerten ist nicht zulässig.

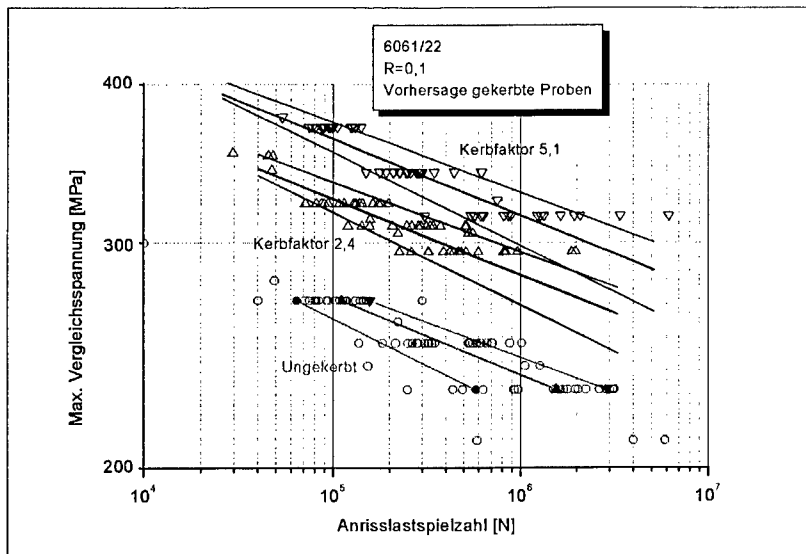


Abbildung 92: Vorhergesagte Streubänder für die Legierung 6061/22 ($R=0,1$)

Die Vorhersagen für die Streubänder der gekerbten Proben der Legierung 6061/10 sind in den Abbildungen 93 und 94 dargestellt. Obwohl die Abschätzungen zum Teil etwas konservativ ausfallen, sind die Vorhersageergebnisse im Vergleich zur der in Kapitel 5.4.1 vorgestellten Methode deutlich besser.

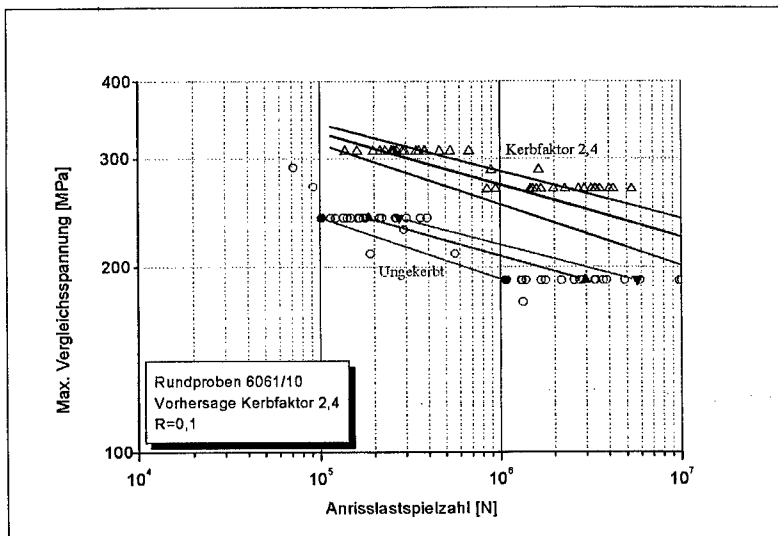


Abbildung 93: Vorhersagte Streubänder für die Legierung 6061/10 (Kerbfaktor 2,4; $R = 0,1$)

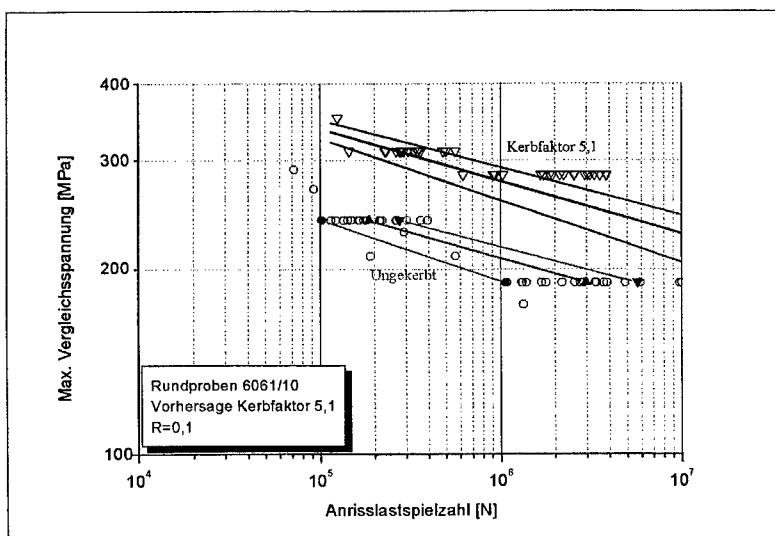


Abbildung 94: Vorhersagte Streubänder für die Legierung 6061/10 (Kerbfaktor 5,1; $R = 0,1$)

Um zu überprüfen, inwieweit die Lebensdauervorhersage mit Hilfe des Volumen-Spannungsintegrals auch für andere R-Werte gültig ist, wurde diese Methode zusätzlich für die Vorhersage der Anrisslebensdauer gekerbter Proben der Legierung 6061/22 bei symmetrischer Zug-Druck-Beanspruchung ($R=-1$) angewendet. Die Ergebnisse für die Proben mit Kerbfaktor 2,4 zeigt die Abbildung 95.

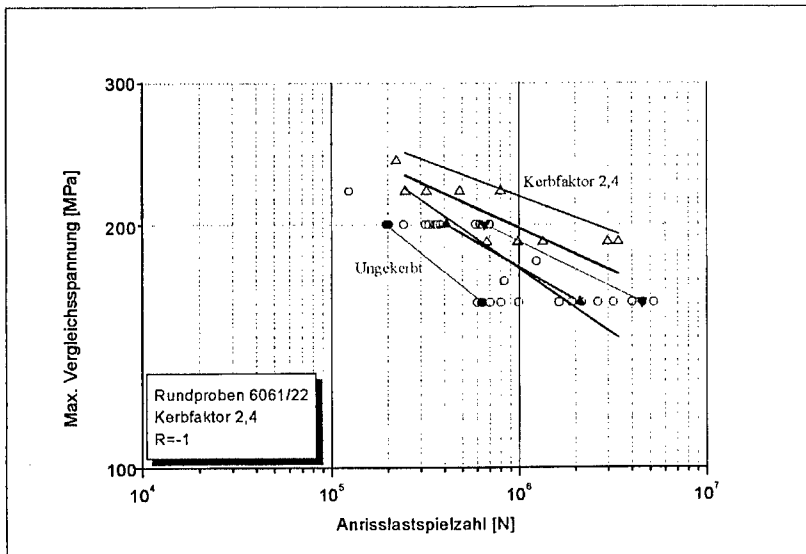


Abbildung 95: Vorhergesagte Streubänder für die Legierung 6061/22 (Kerbfaktor 2,4; $R = -1$)

Die Auswertung ergibt, dass eine Vorhersage auch für symmetrische Zug-Druck-Beanspruchung zu guten Ergebnissen führt.

Die Ergebnisse der Lebensdauervorhersage auf der Basis des statistischen Größeneinflusses zeigen deutlich, dass Erkenntnisse aus mikrostrukturellen Betrachtungen zu einer Verbesserung bei der Anwendung von Lebensdauervorhersagekonzepten, die sich an einphasigen Werkstoffen bereits bewährt haben, beitragen können. Aus diesem Grund empfiehlt sich insbesondere bei Werkstoffen mit inhomogener Mikrostruktur die Kopplung zwischen mikrostrukturellen Untersuchungen und kontinuumsmechanischen

Betrachtungen. Aufgrund der ständigen Weiterentwicklung der numerischen Simulationsmethoden, vor allem der FEM, sowie deren zunehmender Anwendung auf mikrostrukturelle Problemstellungen liegt in diesem Bereich ein großes Potential für die zukünftige Verbesserung von Lebensdauervorhersagekonzepten für mehrphasige Werkstoffe unter Berücksichtigung von komplexen Bauteilgeometrien.

6. Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurden umfangreiche Untersuchungen der Mikrostruktur und des Schädigungsverhaltens der partikelverstärkten Aluminiumlegierung 6061/Al₂O₃ durchgeführt. Das Ziel war eine verlässliche Lebensdauerabschätzung für schwingend beanspruchte, einfache Bauteile aus Metall-Matrix-Verbundwerkstoffen mit heterogener Mikrostruktur.

Dazu wurden spannungskontrollierte Ermüdungsversuche an einfachen zylindrischen Laborproben unterschiedlicher Geometrie (Kerben) durchgeführt. Die experimentell ermittelten Anrisslebensdauerwerte wurden statistisch ausgewertet.

Zur Lebensdauerabschätzung für unterschiedliche Kerbgeometrien wurde zunächst ein „klassisches“, bereits bewährtes Konzept zur Lebensdauervorhersage genutzt, welches auf der Beschreibung des Schwingfestigkeitsverhaltens mit Hilfe des statistischen Größeneinflusses beruht (Kapitel 2.1). Mit Hilfe des daraus abgeleiteten Spannungintegralkonzepts lässt sich eine brauchbare, allerdings zum Teil zu konservative Lebensdauervorhersage ohne Kenntnisse des Schädigungsverhaltens des Verbundwerkstoffes durchführen (Kapitel 5.4.1.).

Im Rahmen dieser Arbeit hat es sich gezeigt, dass zur verbesserten Anwendung von Lebensdauervorhersagekonzepten und der damit verbundenen leichtbaugemäßen Optimierung von Bauteilen eine detaillierte Analyse des Schädigungsverhaltens unerlässlich ist. Dabei muss dem komplexen Gefüge beziehungsweise der Fehlstellenstruktur des Verbundwerkstoffes Rechnung getragen werden. Als Beispiel sei hier das Auftreten von Anrissen an Partikelagglomeraten im Probeninneren bei Ermüdungsbeanspruchung im HCF-Bereich genannt (Kapitel 4.3.2).

Zur Erfassung von Materialdefekten war eine umfangreiche metallographische Werkstoffcharakterisierung notwendig (Kapitel 4.1). Die bruchauslösenden Materialdefekte wurden mittels metallographischer Methoden bezüglich ihrer Größe, Form und Auftrittshäufigkeit charakterisiert.

Die Auswertung von Experimenten mit unterschiedlicher Beanspruchungsart (statisch / dynamisch) hat gezeigt, dass der Schädigungsgrad der Verbunde in beiden Fällen mit Hilfe von direkten und indirekten Messgrößen (z.B. Steifigkeitsabnahme bzw. geschädigte Fläche) beschrieben werden kann. Die Art der Defekte, die die zum Versagen führende Schädigung einleiten und somit als Fehlstelle wirken, ist für statische und dynamische Beanspruchung unterschiedlich. Während unter quasistatischer Beanspruchung im plastischen Bereich eine zunehmende Anzahl gebrochener Einzelpartikel den Schädigungsgrad des Werkstoffs bestimmt, leiten in erster Linie Partikelagglomerationen das Versagen unter Ermüdungsbeanspruchung im HCF-Bereich ein.

Eine Beschreibung des Schädigungsverlaufs für monotone und dynamische Beanspruchung mittels eines gemeinsamen Schädigungskonzeptes (Schädigungsparameters) ist jedoch aufgrund der unterschiedlichen Schädigungsarten vorläufig nicht möglich (Kapitel 5.3).

Generell kann die Wirksamkeit der Fehlstellen im Hinblick auf die Werkstoffschädigung nicht allein durch metallographische Untersuchungen geklärt werden. Das Zusammenwirken der Fehlstellen mit der äußeren Beanspruchung lässt sich aber beispielsweise mit Hilfe der FEM bewerten (Kapitel 5.2).

Durch das Verständnis des Schädigungsverhaltens in Abhängigkeit der Beanspruchungsart wird es ermöglicht, die besonderen mikrostrukturellen Aspekte der Schädigung in das Lebensdauervorhersagekonzept einfließen zu lassen (Kapitel 5.4.2). Aufgrund des Auftretens von Anrissen im Probeninneren muss das Oberflächen-Spannungsintegral auf das Volumen-Spannungsintegral erweitert werden. Als maßgebende Spannung wird dabei statt der maximalen Zugspannung die Vergleichsspannung nach Mises verwendet, da diese plastisches Fließen bei vorhandenem dreiaxsigem Spannungszustand beschreibt. Wie sowohl die Schädigungsuntersuchungen (Kapitel 4.2) als auch die kontinuumsmechanischen Betrachtungen (Kapitel 5.2) gezeigt haben, lässt sich die auftretende Schädigung mit dem Vorhandensein plastischer Zonen in der Matrix korrelieren. Darüberhinaus

wird die unterschiedliche Streuung der Anrisslebensdauerwerte auf den einzelnen Lastniveaus durch nichtparallele Streubänder berücksichtigt.

Die Ergebnisse haben gezeigt, dass die Kopplung zwischen mikrostrukturellen Untersuchungen und kontinuumsmechanischen Betrachtungen zu einer eindeutigen Verbesserung bei der Anwendung von Lebensdauervorhersagekonzepten auf statistischer Grundlage führt. Das Ziel einer optimierten Lebensdauerabschätzung für einfache Bauteile aus dem Verbundwerkstoff 6061/Al₂O₃ konnte somit erreicht werden. Eine Übertragbarkeit dieser Methode auf andere Werkstoffe, insbesondere auf solche mit sehr heterogener Mikrostruktur, ist durchaus zu erwarten. Zukünftig wäre eine Überprüfung des Konzeptes im Hinblick auf eine mehrachsige, äußere Beanspruchung und kompliziertere Bauteilgeometrien sinnvoll und wünschenswert.

Die Methode der Bestimmung des hochbeanspruchten Volumens (Spannungsintegrals) mittels der FEM enthält darüberhinaus noch einiges Entwicklungspotential. Gelingt es zukünftig, anhand von FEM-Gefüge-Modellen ein „generalisiertes Volumen-Spannungsintegral“ unter direkter Einbeziehung der Mikrostruktur zu bestimmen, wäre eine Verschmelzung des technologischen und des spannungsbedingten Größeneinflusses letztendlich möglich. Die bisher im technologischen Größeneinfluss enthaltenen Faktoren wie beispielsweise das Herstellungsverfahren oder die Randschichtbehandlung des Werkstoffs könnten mit Hilfe entsprechender Gefüge-Modelle und simulierter Eigenspannungsverteilung mit berücksichtigt werden. Die Art und Verteilung der Fehlstellen als größenabhängige Eigenschaften, welche bisher im spannungsbedingten Größeneinfluss berücksichtigt werden, können mit den durch sie verursachten Spannungsgradienten und Spannungsverteilungen ebenfalls mit Hilfe von FE-Gefüge-Modellen erfasst werden.

Die Mikrostruktur des Werkstoffes würde dann nicht mehr ausschließlich indirekt über die Statistik (Anrisslebensdauer), sondern direkt über das Volumenspannungsintegral in das Lebensdauervorhersagekonzept einfließen. Im Idealfall wären damit alle Einflussgrößen auf das Anrissverhalten unter

Ermüdungsbeanspruchung anhand eines generalisierten Modells zu berücksichtigen. Dies dürfte sowohl zu einer deutlichen Verbesserung des Vorhersageergebnisses als auch zur vereinfachten Anwendung der Konzepte führen. Eine Übertragbarkeit auf mehrachsige sowie betriebsnahe Beanspruchungen wäre denkbar.

7. Formelzeichen

a	Risslänge
a_v	Lageparameter der Risslängen-Größenverteilung
A	Formänderungsenergie
A_{Fehl}	Fehlstellenfläche
A_G	Gestaltänderungsarbeit
A_{Probe}	Probenfläche
A_v	Volumenänderungsarbeit
A_v	Lageparameter der allgemeinen Streubandfunktion
c	Streuparameter
D	Schädigungsvariable
D_c	Kritischer Wert der Schädigungsvariable
E	Elastizitätsmodul
$f(x)$	Verteilungsdichtefunktion
F	Kraft
F	Fließvariable
$F(x)$	Verteilungsfunktion (Summenhäufigkeit)
F_{Fehl}	Flächenanteil der Fehlstellenfläche
$F_v(a)$	Wahrscheinlichkeit der Fehlstellenhäufigkeit der Größe a
$g(x,y,z)$	Ortsfunktion des Spannungsverlaufes
G	Schubmodul
k	Weibull-Exponent der Festigkeitsverteilung
K	Spannungsintensität

$[K]$	Steifigkeitsmatrix
K_I	Spannungsintensität für Modus I
K_{Ic}	Kritische Spannungsintensität (ebene Dehnung)
K_n	Verfestigungsvariable
m	Weibull-Exponent
n, n_{bas}	Basquin-Exponent
\vec{n}	Normalenvektor
N	Schwingspielzahl
N_A	Schwingspielzahl bis Anriss
N_B	Bruchschwingspielzahl
N_V	Lageparameter
P	Wahrscheinlichkeit
P_A	Anrisswahrscheinlichkeit
P_B	Bruchwahrscheinlichkeit
P_U	Überlebenswahrscheinlichkeit
P_V	Versagenswahrscheinlichkeit
$Q(\sigma_{ij})$	Potentialfunktion
r	Fehlstellenradius
R	R-Verhältnis
R^2	Bestimmtheitsmaß (Korrelationskoeffizient)
S	Spannungsintegral
S_A	Spannungsamplitude
S_1, S_2, S_3	Invarianten des Spannungsdeviators
T_n	Streuspanne

u	Knotenverschiebung
U	Spannung, Potentialsondenspannung
V	Volumen
W_e	Elastische Gestaltänderungsenergie
x,y,z	Kartesische Ortskoordinaten
$Y(a)$	Korrekturfunktion
Z	Quotient der Spannungsintegrale
α_K	Kerbfaktor
δS	Schnittfläche des Einheitsvolumens
δS_{Dx}	Effektive Fläche aller Defekte in der Schnittfläche des Einheitsvolumens
ΔN	Rissfortschrittslebensdauer
$\Delta \sigma$	Schwingbreite der Nennspannung ($\sigma_{\max} - \sigma_{\min}$)
ε	Dehnung
ε_{ij}^{pl}	Plastische Verzerrungen
λ	Plastischer Multiplikator
ν	Querkontraktionszahl
ν_L	Wellengeschwindigkeit
μ	Mittelwert
Π	Potentielle Energie
ρ	Dichte
σ	Spannung
σ	Standardabweichung

σ_A	Spannungsamplitude
σ_F	Fließspannung
σ_{ij}	Komponente des Spannungstensor
σ_{\max}	Maximalspannung
σ_{\min}	Minimalspannung
σ_V	Lageparameter der Spannungsverteilung
σ_V	Vergleichsspannung
$\sigma_{x, y, z}$	Spannungskomponenten im kartesischen Koordinatensystem
τ_F	Schubfließgrenze
ω	Kerböffnungswinkel

8 Literaturverzeichnis

- [1] Kainer K. U., Leichtmetall-Verbundwerkstoffe mit diskontinuierlichen Verstärkungskomponenten, VDI-Bericht 965, 1 (1992)
- [2] Degischer H. P., Kaufmann H., Leitner H., Strangpressprofile, Schmiede- und Gussteile aus keramikverstärktem Aluminium, VDI-Bericht 965, 1 (1992)
- [3] Rauh R., Anwendungspotential partikelverstärkter Aluminiumlegierungen, VDI-Bericht 965, 1 (1992)
- [4] Kloos K. H., Einfluss des Oberflächenzustandes und der Probengröße auf die Schwingfestigkeitseigenschaften, VDI-Bericht 268 (1976)
- [5] Krä C., Heckel K., Übertragung von Schwingfestigkeitskennwerten mit dem statistischen Größeneinfluss, Mat.-wiss. und Werkstofftech. 20, Seite 255-261 (1989)
- [6] Köhler J., Statistischer Größeneinfluss im Dauerschwingverhalten ungekerbter und gekerbter metallischer Bauteile, Dissertation, TU München (1975)
- [7] Ziebart W., Ein Verfahren zur Berechnung des Kerb- und Größeneinflusses bei Schwingbeanspruchung, Dissertation, TU München (1976)
- [8] Böhm J., Zur Vorhersage von Dauerschwingfestigkeiten ungekerbter und gekerbter Bauteile unter Berücksichtigung des statistischen Größeneinflusses, Dissertation, TU München (1980)
- [9] Schweiger G., Statistischer Größeneinfluss bei unregelmäßiger Schwingbeanspruchung, Dissertation, HsBw München (1983)
- [10] Huster J., Lebensdauervorhersage bei Schwingbeanspruchung

- unter Berücksichtigung der Mikrorissausbreitung, Dissertation, UniBw München (1988)
- [11] Heigl H., Bruchverhalten von reaktionsgesinterten Siliziumnitrid unter statistischer, schwingender und thermischer Belastung, Dissertation, TU München (1981)
- [12] Erben W., Lebensdauervorhersage gekerbter Bauteile auf der Basis des statistischen Größeneinflusses, Dissertation, UniBw München (1991)
- [13] Thoma P., Ein Beitrag zur mikrostrukturellen Konkretisierung von Fehlstellen als Ursache der Lebensdauerstreuung, Dissertation, UniBw München (1993)
- [14] Schubert R., Zur Anwendbarkeit des statistischen Größeneinflusses bei der Nickelbasislegierung UDIMET 700 (PM) as HIP, Dissertation, UniBw München (1995)
- [15] Krä C., Beschreibung des Lebensdauerverhaltens gekerbter Proben unter Betriebsbelastung auf der Basis des statistischen Größeneinflusses, Dissertation, UniBw München (1988)
- [16] Zenner H., Graf T., Berücksichtigung des statistischen Größeneinflusses durch Berechnung von Spannungsintegralen zur Verbesserung der rechnerischen Abschätzung der Schwingfestigkeit, DFG Ze 248/7-1, Clausthal-Zellerfeld (1996)
- [17] Weibull W., A statistical theory of the strength of Materials, JVA, Stockholm, Schweden, Handlingar Nr. 151 (1939)
- [18] Freudenthal A., Gumbel E. J., On the statistical interpretation of fatigue tests, Proceedings of the Royal Society of London, UK, Series A 216, Seite 309-331 (1953)
- [19] Gumbel E. J., Statistische Theorie der Ermüdungserscheinungen bei Metallen, Mitteilungsblatt für mathematische Statistik 8, Seite 97-131 (1956)

- [20] Gumbel E. J., Statistics of Extremes, Columbia University Press, New York / London (1958)
- [21] Young L., Ekvall J. C., Reliability of Fatigue Testing, in: Little R. E., Ekvall J. C., Statistical Analysis of Fatigue Data, ASTM STP 744, Seite 55-74 (1981)
- [22] Gudladt H.-J., Bazios I., Verwendung von statistischen Grundlagen für die Lebensdauervorhersage bei schwingender Beanspruchung, Materialwissenschaften und Werkstofftechnik 29 (4), Seite 154-162 (1998)
- [23] Ritz W., Über eine neue Methode zur Lösung gewisser Variationsprobleme der mathematische Physik, J. reine angew. Math. 35 (1), Seite 1-61 (1908)
- [24] Courant R., Variational methods for the problems of equilibrium and vibrations, Bull. Am. Soc. 49 (1943)
- [25] Turner M. J., Clough R. W., Martin H. C., Topp L. J., Stiffness and deflection analysis of complex structures, J. Aeron. Sci. 23 (1956)
- [26] Argyris J., Continua and discontinua, opening address. in Proc. (1st) Conf. on Matrix Methods in Struct. Mech., Wright Patterson A.F. Base, Ohio, Air Force Inst. of Tech. (1956)
- [27] Argyris F. R. S., Mlejnek H. P., Die Methode der finiten Elemente, Band 2, Friedrich Vieweg und Sohn, Braunschweig / Wiesbaden (1986)
- [28] Argyris F. R. S., Mlejnek H. P., Die Methode der finiten Elemente, Band 3, Friedrich Vieweg und Sohn, Braunschweig / Wiesbaden (1986)
- [29] Zienkiewicz O. C., The Finite Element Method, Mc. Graw-Hill Boch Company (UK) Limited (1977)
- [30] Müller G., Groth C., FEM für Praktiker, 4. Auflage, Expert-Verlag

- (1997)
- [31] Bathe K.-J., Finite-Elemente-Methode, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York (1990)
 - [32] Twickler R., Anwendung der Finite Elemente Methode auf Probleme in der Werkstofftechnik, Fortschritts-Berichte VDI, Reihe 18 (53), VDI-Verlag, Düsseldorf (1988)
 - [33] Kaliskys S., Plastizitätslehre, VDI-Verlag, Düsseldorf (1984)
 - [34] Issler L., Ruoff H., Häfele P., Festigkeitslehre-Grundlagen, Springer-Verlag Berlin (1997)
 - [35] Hufnagel W., Aluminiumschlüssel, Aluminium-Verlag, 4. Auflage, Seite 201 (1991)
 - [36] Werkstoff-Datenblatt, Keramal 6061 / Al_2O_3 , Leichtmetall-Kompetenzzentrum Ranshofen, Österreich
 - [37] Beitz W., Küttner K.-H., Dubbel – Taschenbuch für den Maschinenbau, Springer-Verlag, 17. Auflage, Seite E83
 - [38] Euronorm EN ISO 6507-1
 - [39] Euronorm EN 10002-1
 - [40] Volpp T., Einfluss der Atmosphäre auf das Rissausbreitungsverhalten partikelverstärkter Aluminiumlegierungen für den Einsatz in Luft- und Raumfahrt, Dissertation, UniBw München (1999)
 - [41] Radermacher J., Untersuchung des Schädigungsverhaltens partikelverstärkter Legierungen unter monotoner Belastung, Diplomarbeit, UniBw München (1998)
 - [42] Krüger A., Bedeutung des Spannungsgradienten für den statistischen Größeneinfluss bei Schwingbeanspruchung, Dissertation, UniBw München (1996)

- [43] Fleck N. A., Compliance Methods for Measurements of Crack Length, in: Fatigue Crack Measurement – Techniques and Applications, Warley, Seite 69-83 (1991)
- [44] Bär J., Einfluss von Temperatur und Mikrostruktur auf die Ausbreitung von Ermüdungsrissen in einer faserverstärkten Aluminiumlegierung, Dissertation, Max-Planck-Institut für Metallforschung, Stuttgart (1992)
- [45] Humphreys F. J., Proceedings of the 9th Riso International Symposium on Mechanical and Physical Behaviour of Metallic and Ceramic Composites, Herausgeber: Andersen S. J., Pedersen O. B., Riso National Laboratory, Roskilde, Seite 51-74 (1988)
- [46] Papakyriacou M., Mayer H. R., Stanzl-Tschegg S. E., Gröschl M., Fatigue properties of Al_2O_3 –particle-reinforced 6061 aluminium alloy in the high-cycle regime, Int. Journal of Fatigue, Vol.18, Nr. 7, Seite 475-481 (1996)
- [47] CRC Handbook of Chemistry and Physics, 65th edition, CRC Press Inc., Boca Raton, Florida (1985)
- [48] Xia Z., Ellyin F., Meijer G., Mechanical behaviour of Al_2O_3 -particle-reinforced 6061 aluminium alloy under uniaxial and multiaxial cyclic loading, Composites Science and Technology 57, Seite 237-248 (1997)
- [49] Zhao Z., Zhijian S., Yinghun X., Materials Science and Engineering A 109, Seite 83-88 (1991)
- [50] Bär J., Gudladt H.-J., Illy J., Lendvai J., Influence of fibre reinforcement on the aging behaviour of an AlSi12CuMgNi alloy, Materials Science and Engineering A 248, Seite 181-186 (1998)
- [51] Christman T., Needleman A., Suresh S., Brown University Report No NSF-ENG-8451092-1-89 (1989)
- [52] Dutta J., Bourell D. J., Materials Science and Engineering 112,

- Seite 67-77 (1989)
- [53] Nieh T. G., Karlak R. F., Scripta Met. 23, Seite 25-28 (1989)
 - [54] Chawla K. K., Metzger M. J., Materials Science 7, Seite 34-39 (1972)
 - [55] Vogelsang M., Arsenault R. J., Fisher R. M., Met. Trans. 17A, Seite 379-389 (1986)
 - [56] Christman T., Needleman A., Nutt S., Suresh S., Mat. Sci. Engng. A 107, Seite 49-61 (1989)
 - [57] Prangnell, Stobbs W. M., Proc. of the 12th Riso Int. Symp. on Mech. and Phys. Behaviour of Metallic and Ceramic Composites, Roskilde, Denmark, Seite 603-610 (1991)
 - [58] Suresh S., Christman T., Sugimura Y., Scripta Met. 23, Seite 1599-1602 (1989)
 - [59] Hirth J. P., Introduction to the viewpoint set on the mechanical properties of aluminium metal matrix composites, Scripta Met. 25, 1-2 (1991)
 - [60] Humphreys F. J., Basu A., Djazeb M. R., The microstructure and strength of particulate metal-matrix-composites, Proc. of the 12th Riso Int. Symp. on Mech. and Phys. Behaviour of Metallic and Ceramic Composites, Roskilde, Denmark, Seite 51-66 (1991)
 - [61] Kelly A., Mac Millan N. H., Strong Solids, 3rd edition, Oxford Science publications (1986)
 - [62] Humphreys F. J., Deformation and annealing mechanisms in discontinuously reinforced metal-matrix composites, Proc. of the 9th Riso Int. Symp. on Metallurgy and Materials Science, Eds. Anderson, Lillholt and Pederson, Riso 51, Denmark (1988)
 - [63] Tanaka T., Mori T., Hardening of crystals by non-deforming particles and fibers, Acta Met. 18, Seite 931-941 (1970)

- [64] Brown L. M., Stobbs W. M., The work hardening of copper silica I, *Phil. Mag.* 23, Seite 1187-1199 (1971)
- [65] Brown L. M., Stobbs W. M., The work hardening of copper silica II, *Phil. Mag.* 23, Seite 1201-1233 (1971)
- [66] Pederson O. B., Brown L. M., Equivalence of stress and energy calculations of mean stress, *Acta Met.* 23, Seite 1303-1305 (1977)
- [67] Pederson O. B., Brown L. M., The strength of heterogenous materials – continuum and discrete models, *Proc. of the 7th Riso Int. Symp. on Metallurgy and Materials Science*, Roskilde, Denmark, Seite 83-101 (1986)
- [68] Eshelby J. D., The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, *Proc. Royal Soc.* 241, Seite 376-395 (1957)
- [69] Llorca J., Needleman A., Suresh S., An analysis of the effects of matrix void growth on deformation and ductility in metal-ceramic composites, *Acta metall. mater.*, Vol. 39, No. 10, Seite 2317-2335 (1991)
- [70] Llorca J., Suresh S., Needleman A., An experimental and numerical study of cyclic deformation in metal-ceramic composites, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 23, Seite 919-934 (1991)
- [71] Tvergaard V., On the numerical modelling of metal matrix composites, *Proc. of the 9th Riso Int. Symp. on Metallurgy and Materials Science*, Eds. Anderson, Lillholt and Pederson, Riso 51, Denmark (1988)
- [72] Li C., Ellyin F., Short crack trapping / untrapping in particle-reinforced metal-matrix composites, *Comp. Sci. Tech.* 52, Seite 117-124 (1994)
- [73] Aran A., Yilmaz S., Finite Element analysis of deformation behaviour in particle reinforced metal matrix composites,

- Advanced Light Alloys and Composites, Seite 77-86 (1998)
- [74] Geni M., Kikuchi M., Damage analysis of aluminium matrix composites considering non-uniform distribution of SIC particles, *Acta mater.*, Vol. 46, No. 9, Seite 3123-3133 (1998)
 - [75] Leggoe J. W., Mammoli A. A., Bush M. B., Hu X. Z., Finite element modelling of deformation in particulate reinforced metal matrix composites with random local microstructure variation, *Acta mater.*, Vol. 46, No. 17, Seite 6075-6088 (1998)
 - [76] Li Y., Ramesh K. T., Influence of particle volume fraction, shape and aspect ratio on the behaviour of particle-reinforced metal-matrix composites at high rates of strain, *Acta mater.*, Vol. 46, No. 16, Seite 5633-5646 (1998)
 - [77] Ghosh S., Moorthy S., Particle fracture simulation in non-uniform microstructures of metal-matrix composites, *Acta mater.*, Vol. 46, No. 3, Seite 965-982 (1998)
 - [78] Mammoli A. A., Bush M. B., Effects of reinforcement geometry on the elastic and plastic behaviour of metal matrix composites, *Acta metall. mater.*, Vol 43, No. 10, Seite 3743-3754 (1995)
 - [79] Schmauder S., Müller W. H., Haake S., Computer modelling of the mechanical behaviour of composites – interfacial cracks in fiber-reinforced materials, *Scripta Materialia*, Vol. 34, No. 12, Seite 1931-1935 (1996)
 - [80] Schmauder S., Weber U., Hofinger I., Neubrand A., Modelling the Deformation Behaviour of W/Cu Composites by a Self-Consistent Matricity Model, *TECHNISCHE MECHANIK*, Band 19, Heft 4, Seite 313-320 (1999)
 - [81] Schmauder S., Dong M., Leßle P., Verbundwerkstoffe mikromechanisch simuliert, *Zeitschrift Metall*, 51. Jahrgang, Nr. 7, Seite 404-410 (1997)

- [82] Davies C. H. J., Chen W.-C., Hawbolt E. B., Samarasekera J. V., Brimacombe J. K., Particle fracture during extrusion of A 6061 / alumina composite, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol. 32, No. 3, Seite 309-314 (1995)
- [83] Watt D. F., Xu X. Q., Lloyd D. J., Effects of particle morphology and spacing on the strain fields in a plastically deforming matrix, *Acta mater.*, Vol. 44, No. 2, Seite 789-799 (1996)
- [84] Berger W., Bär J., Gudladt H.-J., Schädigungsverhalten einer partikelverstärkten Aluminiumlegierung unter monotoner und zyklischer Belastung, *Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, Wiley-Verlag, Weinheim (1999)
- [85] Kachanov L. M., Introduction to continuum damage mechanics, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht (1986)
- [86] Kachanov L. M., On the time to failure under creep conditions, *Akad. Nauk. SSR, Otd. Tekhn.*, No. 8, Seite 26-31 (1958)
- [87] Krajcinovic D., Lemaitre J., Continuum damage mechanics – theory and applications, Springer-Verlag, Wien, New York (1987)
- [88] Lemaitre J., A course on damage mechanics, Springer-Verlag, Berlin (1996)
- [89] Bazios J., Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten einer AlMgSi-Legierung bei betriebsnaher Beanspruchung in korrosiven Medien, Dissertation, UniBw München (1998)
- [90] Berger W., Bär J., Kreuzer W., Gudladt H.-J., Vorhersage der Lebensdauer von schwingend beanspruchten partikelverstärkten AlMgSi-Legierungen, DVM-Bericht 518: Bauteilversagen durch Mikrodefekte, DVM, Berlin (1998)
- [91] Sonsino, C., Schwingfestigkeitsverhalten von Sinterstahl unter kombinierten mehrachsigen phasengleichen und

phasenverschobenen Beanspruchungszuständen, Bericht Nr. 168,
Fraunhofer- Institut für Betriebsfestigkeit, Darmstadt (1983)